

(19) 世界知的所有権機関  
国際事務局(43) 国際公開日  
2003年3月6日 (06.03.2003)

PCT

(10) 国際公開番号  
WO 03/018857 A1(51) 国際特許分類: C22C 38/00,  
38/06, 38/38, 38/58, C21D 9/48

(21) 国際出願番号: PCT/JP02/06518

(22) 国際出願日: 2002年6月27日 (27.06.2002)

(25) 国際出願の言語: 日本語

(26) 国際公開の言語: 日本語

(30) 優先権データ:  
特願2001-255384 2001年8月24日 (24.08.2001) JP  
特願2001-255385 2001年8月24日 (24.08.2001) JP  
特願2002-153030 2002年5月27日 (27.05.2002) JP

(71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 新日本製鐵株式会社 (NIPPON STEEL CORPORATION) [JP/JP]; 〒100-8071 東京都千代田区大手町二丁目6番3号 Tokyo (JP).

(72) 発明者; および

(75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 吉永直樹 (YOSHINAGA, Naoki) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内 Chiba (JP). 藤田展弘 (FUJITA, Nobuhiro) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内 Chiba (JP). 高橋学 (TAKAHASHI, Manabu) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉

県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内 Chiba (JP). 橋本浩二 (HASHIMOTO, Koji) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内 Chiba (JP). 坂本真也 (SAKAMOTO, Shinya) [JP/JP]; 〒299-1193 千葉県君津市君津1番地 新日本製鐵株式会社君津製鐵所内 Chiba (JP). 川崎薫 (KAWASAKI, Kaoru) [JP/JP]; 〒671-1188 兵庫県姫路市広畑区富士町1番地 新日本製鐵株式会社広畑製鐵所内 Hyogo (JP). 篠原康浩 (SHINOHARA, Yasuhiro) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内 Chiba (JP). 瀬沼武秀 (SENUMA, Takehide) [JP/JP]; 〒293-8511 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社技術開発本部内 Chiba (JP).

(74) 代理人: 石田敬, 外 (ISHIDA, Takashi et al.); 〒105-8423 東京都港区虎ノ門三丁目5番1号 虎ノ門37森ビル 青和特許法律事務所 Tokyo (JP).

(81) 指定国 (国内): AU, BR, CN, IN, KR, US.

(84) 指定国 (広域): ヨーロッパ特許 (AT, BE, CH, CY, DE, DK, ES, FI, FR, GB, GR, IE, IT, LU, MC, NL, PT, SE, TR).

添付公開書類:

— 国際調査報告書

2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(54) Title: STEEL PLATE EXHIBITING EXCELLENT WORKABILITY AND METHOD FOR PRODUCING THE SAME

(54) 発明の名称: 加工性に優れた鋼板および製造方法

(57) Abstract: A steel plate exhibiting excellent workability being used in the panels, suspension system, member, or the like, of an automobile. The steel plate excellent in workability contains C:0.08-0.25%, Si:0.001-1.5%, Mn:0.01-2.0%, P:0.001-0.06%, S:0.05% or less, N:0.001-0.007%, Al:0.008-0.2%, by mass and the remainder of iron and inevitable impurities, characterized in that the average r-value is 1.2 or above, r-value (rL) in the rolling direction is 1.3 or above, r-value (rD) in the direction of 45° with respect to the rolling direction is 0.9 or above, and r-value (rC) in the direction perpendicular to the rolling direction is 1.2 or above. A steel plate and a steel pipe excellent in workability in claim 1, characterized by having the X-ray reflective face random strength ratio of the plate faces {111}, {100}, and {110} at one half thickness of the steel plate set to 2.0 or above, 1.0 or less, and 0.2 or above, respectively, and the methods for producing them.

[続葉有]

WO 03/018857 A1



## (57) 要約:

本発明は、自動車のパネル類、足廻り、メンバーなどに用いられる加工性に優れた鋼板とその製造方法を提供するもので、この鋼板は、質量%で、

C : 0.08~0.25%、Si : 0.001~1.5%、Mn : 0.01~2.0%、P : 0.001~0.06%、S : 0.05%以下、N : 0.001~0.007%、Al : 0.008~0.2%、を満たす範囲で含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、平均 r 値が 1.2以上、圧延方向の r 値 (rL) が 1.3以上、圧延方向に対して45°方向の r 値 (rD) が 0.9以上、圧延方向と直角方向の r 値 (rC) が 1.2以上であることを特徴とする加工性に優れた鋼板、また、鋼板 1 / 2 板厚における板面の {111} , {100}、および、{110} の各 X 線反射面ランダム強度比が、それぞれ、2.0以上、1.0以下、および、0.2以上であることを特徴とする請求項 1 に記載の加工性に優れた鋼板及び鋼管、とそれらの製造方法。

## 明 細 書

## 加工性に優れた鋼板および製造方法

## 技術分野

本発明は、例えば自動車のパネル類、足廻り、メンバーなどに用いられる鋼板およびその製造方法に関するものである。

本発明の鋼板は、表面処理をしないものと、防錆のために溶融亜鉛めっき、電気めっきなどの表面処理を施したものの両方を含む。めっきとは、純亜鉛のほか、主成分が亜鉛である合金のめっき、さらにはAlやAl-Mgを主体とするめっきも含む。また、ハイドロフォーム成形用の鋼管用としても好適である。

## 背景技術

自動車の軽量化ニーズに伴い、鋼板の高強度化が望まれている。高強度化することで板厚減少による軽量化や衝突時の安全性向上が可能となる。また、最近では、複雑な形状の部位について、高強度鋼の鋼管からハイドロフォーム法を用いて成形加工する試みが行われている。これは、自動車の軽量化や低コスト化のニーズに伴い、部品数の減少や溶接フランジ箇所の削減などを狙ったものである。

このように、ハイドロフォームなどの新しい成形加工方法が実際に採用されれば、コストの削減や設計の自由度が拡大されるなどの大きなメリットが期待される。このようなハイドロフォーム成形のメリットを十分に生かすためには、これらの新しい成形法に適した材料が必要となる。

しかしながら、高強度で成形性特に深絞り性が優れた鋼板を得ようとすると、例えば、特開昭56-139654号公報に開示されているよ

うに、C量を著しく減じた極低炭素鋼にSi, Mn, Pなどを添加して強化することが必須であった。

C量を低減するためには、製鋼工程で真空脱ガスを行わねばならず、製造過程でCO<sub>2</sub>を多量に発生することになり、地球環境保全の観点で必ずしも最適なものとはいえない。

これに対して、C量が比較的多く、かつ、深絞り性の良好な鋼板についても開示されている。これらの鋼板は、特公昭57-47746号公報、特公平2-20695号公報、特公昭58-49623号公報、特公昭61-12983号公報、特公平1-37456号公報、特開昭59-13030号公報などに開示されている。しかしながら、これらの鋼板についても、C量は実質的に0.07%以下と低い。さらに、特公昭61-10012号公報では、C量が0.14%でも比較的良好なr値が得られることが開示されている。しかしながら、これにはPが多量に含有されており、2次加工性が劣化したり、溶接性や溶接後の疲労強度に問題を生ずる場合がある。本発明者らは、このような問題を解決するための技術の特願2000-403447号にて出願している。

また、本発明者らは、特願2000-52574号にて、集合組織を制御した成形性に優れた鋼管について出願している。しかしながら、このような高温加工によって仕上げた鋼管には、固溶Cや固溶Nが多量に存在する場合が多く、ハイドロフォーム成形時の割れの原因となったり、ストレッチャーストレイン等の表面欠陥を誘発する場合がある。さらに鋼板を管状に巻いた後に高温で加工熱処理を加えることは生産性が悪く、地球環境に負荷をかけたり、コストアップになるという問題点も有する。

## 発明の開示

本発明は、C量の多い鋼において成形性の良好な高強度鋼板を高

いコストをかけることなく、また、地球環境に過度の負荷をかけることなく、良好な  $r$  値を有する鋼板と鋼管、および、その製造方法を提供することを目的とする。

これと同時に、本発明は、より一層成形性の良好な鋼板、および、それを高いコストをかけることなく製造する方法をも提供するものである。

すなわち、冷間圧延に供する熱延鋼板の組織をベイナイト相またはマルテンサイト相を主相とする組織にすることが冷延焼鈍後の深絞り性を向上させることが可能であることを見出したのである。

本発明はC量の多い鋼において深絞り性が良好で、かつ、必要に応じてフェライト以外のベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトなどを含有する高強度鋼板を得るものである。

本発明は、C量とMn量が比較的多い鋼において深絞り性の良好な高強度鋼板を高いコストをかけることなく、また、地球環境に過度の負荷をかけることなく提供するものである。

一般にC量の比較的多い鋼では熱延板中に粗大で硬質な炭化物が存在する。これを冷間圧延すると炭化物周辺で複雑な変形が起こる結果、焼鈍すると炭化物周辺から深絞り性に好ましくない結晶方位が核形成、成長する。このためC量が多い鋼では、 $r$  値が 1.0以下となってしまうものと考えられる。熱延板がベイナイト相またはマルテンサイト相が主相であれば炭化物の量が少ないか、または存在しても極めて微細であるため、炭化物の害を低減できるものと思われる。

本発明者らは、上記のような課題を解決すべく鋭意検討を行い、熱延板中の炭化物を均一かつ微細に分散させ、さらに熱延組織を均一にすることが、C量やMn量の多い鋼における深絞り性向上に対して有用であるという従来にはない知見を得た。

本発明は、上記知見に基づいてなされたもので、その要旨は次のとおりである。

(1) 質量%で、

C : 0.08~0.25%

Si : 0.001~1.5%

Mn : 0.01~2.0%

P : 0.001~0.06%

S : 0.05%以下

N : 0.001~0.007%

Al : 0.008~0.2%

を満たす範囲で含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、平均  $r$  値が 1.2以上、圧延方向の  $r$  値 ( $r_L$ ) が 1.3以上、圧延方向に対して45°方向の  $r$  値 ( $r_D$ ) が 0.9以上、圧延方向と直角方向の  $r$  値 ( $r_C$ ) が 1.2以上であることを特徴とする加工性に優れた鋼板。

(2) 鋼板1/2板厚における板面の {111} , {100}、および、{110} の各X線反射面ランダム強度比が、それぞれ、2.0以上、1.0以下、および、0.2以上であることを特徴とする(1)に記載の加工性に優れた鋼板。

(3) 鋼板を構成する結晶粒の平均結晶粒径が15 $\mu$ m以上であることを特徴とする(1)または(2)に記載の加工性に優れた鋼板。

(4) 鋼板を構成する結晶粒のアスペクト比の平均値が1.0以上3.0未満であることを特徴とする(1)~(3)のいずれか1項に記載の加工性に優れた鋼板。

(5) 降伏比(= 0.2%耐力/引張最高強度)が0.65以下であることを特徴とする(1)~(4)のいずれか1項に記載の加工性に

優れた鋼板。

(6)  $Al/N$  が 3 ~ 25であることを特徴とする (1) ~ (5) のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

(7) B を 0.0001 ~ 0.01 質量% 含むことを特徴とする (1) ~ (6) のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

(8) Zr および Mg の 1 種または 2 種を合計で 0.0001 ~ 0.5 質量% 含むことを特徴とする (1) ~ (7) のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

(9) Ti, Nb, V の 1 種または 2 種以上を合計で 0.001 ~ 0.2 質量% 以下含むことを特徴とする (1) ~ (8) のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

(10) Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W および Mo の 1 種または 2 種以上を合計で 0.001 ~ 2.5 質量% 含むことを特徴とする (1) ~ (9) のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

(11) Ca を 0.0001 ~ 0.01 質量% 以下含むことを特徴とする (1) ~ (10) のいずれか 1 項に記載の加工性の優れた鋼板。

(12) (1) ~ (11) の何れか 1 項に記載の鋼板を製造する方法であって、(1) または (6) ~ (11) のいずれか 1 項に記載の化学成分を有する鋼を ( $Ar_3$  変態点 - 50°C) 以上で熱間圧延を完了し、700°C 以下の温度で巻き取り、圧下率 25% 以上 60% 未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度 4 ~ 200°C/時間 で加熱し、最高到達温度を 600 ~ 800°C とする焼鈍を行い、5 ~ 100°C/hr の速度で冷却することを特徴とする成形性に優れた鋼板の製造方法。

(13) 引張試験で評価される時効指数 (AI) が 40MPa 以下であり、かつ、表面粗度が 0.8 以下であることを特徴とする (1) から (12) のいずれかの 1 項に記載の加工性に優れた鋼管。

(14) 質量%で、

C : 0.03~0.25%、  
Si : 0.001~3.0%、  
Mn : 0.01~3.0%、  
P : 0.001~0.06%、  
S : 0.05%以下、  
N : 0.0005~0.030%、  
Al : 0.005~0.3%、

を含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、平均  $r$  値が 1.2 以上であり、フェライトと析出物からなる組織で構成されることを特徴とする深絞り性に優れた鋼板。

(15) 質量%で、  
C : 0.03~0.25%、  
Si : 0.001~3.0%、  
Mn : 0.01~3.0%、  
P : 0.001~0.06%、  
S : 0.05%以下、  
N : 0.0005~0.030%、  
Al : 0.005~0.3%、

を満たす範囲で含有し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、平均  $r$  値が 1.3以上、鋼板の組織中にベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトのうち1種または2種以上を合計で3~100%含有することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板。

(16) 圧延方向の  $r$  値 ( $r_L$ ) が 1.1以上、圧延方向に対して45°方向の  $r$  値 ( $r_D$ ) が 0.9以上、圧延方向と直角方向の  $r$  値 ( $r_C$ ) が 1.2以上であることを特徴とする(14)または(15)に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(17)  $Mn$ および $C$ を $Mn + 11 \times C > 1.5$  を満たす範囲で含有する

ことを特徴とする (14) ~ (16) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた高強度冷延鋼板。

(18) 鋼板 1 / 2 板厚における板面の {111} , {100} の各 X 線反射面強度比がそれぞれ 3.0 以上、 3.0 以下であることを特徴とする (14) ~ (17) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(19) 鋼板を構成するフェライト粒の平均結晶粒径が  $15\mu\text{m}$  以上であることを特徴とする (14) ~ (18) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(20) 鋼板を構成するフェライト粒のアスペクト比の平均値が 1.0 以上 5.0 未満であることを特徴とする (14) ~ (19) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(21) 0.2% 耐力 / 引張最高強度で表される降伏比が 0.7 未満であることを特徴とする (14) ~ (20) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(22)  $A1/N$  が 3 ~ 25 であることを特徴とする (14) ~ (20) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(23) B を 0.0001 ~ 0.01 質量% 含むことを特徴とする (14) ~ (22) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(24) Zr および Mg の 1 種または 2 種を合計で 0.0001 ~ 0.5 質量% 含むことを特徴とする (14) ~ (23) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(25) Ti, Nb, V の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.001 ~ 0.2 質量% 含むことを特徴とする (14) ~ (24) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(26) Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W および Mo の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.001 ~ 2.5 質量% 含むことを特徴とする (14) ~ (25) のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(27) Caを0.0001～0.01質量%含むことを特徴とする(14)～(26)のいずれか1項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(28) (14)～(18), (22)～(27)の何れか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、(14), (15), (17), (23)～(27)のいずれか1項に記載の化学成分を有し、かつ少なくとも板厚の $1/4 \sim 3/4$ においてはベイナイト相およびマルテンサイト相のうち1種または2種の体積率が70～100%である組織を有する熱延鋼板に圧下率25～95%の冷間圧延を施し、再結晶温度以上1000℃以下で焼鈍することを特徴とする深絞り性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

(29) (14)～(27)の何れか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、(14), (15), (22)～(27)のいずれか1項に記載の化学成分を有する鋼を( $A_{r3}$  変態点 $-50^{\circ}\text{C}$ ) $^{\circ}\text{C}$ 以上で熱間圧延を完了し、室温～700℃で巻き取り、圧下率30%以上95%未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度 $4 \sim 200^{\circ}\text{C}/\text{時間}$ で加熱し、最高到達温度を600～800℃とする焼鈍を行い、さらに $A_{c1}$  変態点以上1050℃以下の温度まで加熱することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

(30) (14)～(27)の何れか1項に記載の鋼板を製造する方法であって、(14), (15), (17), (22)～(27)のいずれか1項に記載の化学成分を有し、かつ少なくとも板厚の $1/4 \sim 3/4$ においてはベイナイト相およびマルテンサイト相のうち1種または2種の体積率が70～100%である組織を有する熱延鋼板に圧下率30%以上95%未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度 $4 \sim 200^{\circ}\text{C}/\text{時間}$ で加熱し、最高到達温度を600～800℃とする焼鈍を行い、さらに $A_{c1}$  変態点以上1050℃以下の温度まで加熱することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

(31) (14), (16) ~ (27) の何れか 1 項に記載の鋼板を製造する方法であって、(14), (17), (22) ~ (27) のいずれか 1 項に記載の化学成分を有する鋼を  $Ar_3$  変態点以上で熱間圧延を完了し、熱延仕上げ温度から  $550^{\circ}\text{C}$  までを平均冷却速度で  $30^{\circ}\text{C}/\text{s}$  以上で冷却し、 $550^{\circ}\text{C}$  以下の温度で巻き取り、圧下率 35% 以上 85% 未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度  $4 \sim 200^{\circ}\text{C}/\text{hr}$  で加熱し、最高到達温度を  $600 \sim 800^{\circ}\text{C}$  とする焼鈍を行い、 $5 \sim 100^{\circ}\text{C}/\text{hr}$  の速度で冷却することを特徴とする深絞り性に優れた鋼板の製造方法。

(32) 表面にメッキ層を有することを特徴とする (14) ~ (27) の何れか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

(33) (32) 記載の鋼板を製造する方法であって、焼鈍、冷却後の鋼板の表面に溶融メッキまたは電気メッキを施すことを特徴とする (28) ~ (31) のいずれか記載の深絞り性に優れたメッキ鋼板の製造方法。

発明を実施するための最良の形態

#### 実施形態 1

本発明の第 1 の鋼板または鋼管の鋼成分組成について説明する。

C : 高強度化に有効で、また、C 量を低減するためにはコストアップとなるので、0.08 質量% 以上の添加とする。一方、良好な r 値を得るためには過度の添加は好ましいものではないので、上限を 0.25 質量% とする。C 量を 0.08 質量% 未満とすれば、r 値が向上することは言うまでもないが、C を低減することは本発明の目的ではないので、あえて除外した。0.10 超 ~ 0.18 質量% が望ましい範囲である。

Si : 安価に機械的強度を高めることが可能であり、要求される強度レベルに応じて添加すればよいが、過剰の添加はメッキのぬれ性

や加工性の劣化を招くばかりか、 $r$  値の劣化を招くので、上限を 1.5 質量%とした。下限を 0.001 質量%としたのは、これ未満とするのが製鋼技術上困難なためである。0.5 質量%以下がより好ましい上限である。

Mn：高強度化に有効であるので必要に応じて添加すればよいが、過度の添加は  $r$  値を劣化させるので、2.0 質量%を上限とする。0.01 質量%未満にするには製鋼コストが上昇し、また、S に起因する熱間圧延割れを誘発するので、これを下限とする。0.04~0.8 質量%が好ましい。また、より  $r$  値を高めたい場合には、Mn 量は低い方がよいので、0.04~0.12 質量%の範囲とするのが好ましい。

P：高強度化に有効な元素であるので 0.001 質量%以上添加する。0.06 質量%超を添加すると、溶接性や溶接部の疲労強度、さらには、耐 2 次加工脆性が劣化するので、これを上限とする。好ましくは 0.04 質量%未満である。

S：不純物であり、低いほど好ましく、熱間割れを防止するために、0.05 質量%以下とする。好ましくは、0.015 質量%以下である。また、Mn 量との関係において、 $Mn/S > 10$  であることが好ましい。

N：良好な  $r$  値を得るためには、0.001 質量%以上の添加が必須である。多すぎると時効性を劣化させたり、多量の Al 添加が必要となるため、上限を 0.007 質量%とする。0.002~0.005 質量%がより好ましい範囲である。

Al は良好な  $r$  値を得るために必要であるので、0.008 質量%以上添加する。ただし、過度に添加すると、その効果はむしろ低減するだけでなく表面欠陥を誘発するので、上限を 0.2 質量%とする。好ましくは 0.015~0.07 質量%とする。

本発明によって得られる鋼管の管軸方向の  $r$  値 ( $r_L$ ) は 1.3 以上

である。r 値の測定はJIS 12号弧状試験片を用いた引張試験を行い、15%引張後の標点間距離の変化と板幅変化からr 値の定義にしたがって算出する。なお、均一伸びが15%に満たない場合には10%で評価してもよい。

弧状試験片は板状試験片のr 値とは異なるのが一般的であるし、元の鋼管の径によっても変化してしまったり、さらに、弧の変化を測定するのが困難であるので、歪みゲージを装着して評価することが好ましい。r<sub>L</sub>が、1.4以上であると、ハイドロフォーム成形に対してより一層好ましい。鋼管のr 値は、その形状から、通常は、r<sub>L</sub>しか測定することができないが、鋼管をプレス等により平面上の板とし、その他の方向のr 値を評価したとすれば、以下のとおりとなる。

平均r 値が1.2以上、圧延方向に対して45°方向のr 値(r<sub>D</sub>)が0.9以上、圧延方向に対して直角方向のr 値(r<sub>C</sub>)が1.2以上である。より好ましくは、それぞれ、1.3以上、1.0以上、1.3以上である。平均r 値は、 $(r_L + 2 \times r_D + r_C) / 4$ で与えられる。この場合のr 値の測定はJIS13号BまたはJIS5号B試験片を用いた引張試験を行い、15%引張後の標点間距離の変化と板幅変化からr 値の定義にしたがって算出すればよい。なお、均一伸びが15%に満たない場合には10%で評価してもよい。なお、r 値の異方性は $r_L \geq r_C > r_D$ である。

鋼管を構成する結晶粒の平均結晶粒径は、15 μm以上である。これ以下の結晶粒径では良好なr 値が得られない。また、これが60 μm以上となると成形時に肌荒れ等の問題になる場合があるため、60 μm未満であることが望ましい。結晶粒径は板面と垂直で圧延方向と平行な切断面(L断面)の板厚3/8～5/8の範囲内について点算法などによって測定すればよい。なお、測定誤差を低減するた

めには結晶粒が 100個以上存在する面積について測定しなくてはならない。エッチングはナイトールが好ましい。結晶粒とはフェライト粒のことであり、平均結晶粒径とは上記のように測定した結晶粒径の全データの算術平均（単純平均）とする。

本発明の鋼管はJIS 12号弧状試験片を用いた引張試験によって評価される時効指数（AI）が40MPa 以下である。固溶Cが多量に残存すると成形性が劣化したり、成形時にストレッチャーストレインなどが発生する場合がある。より好ましくは25MPa 以下である。

AIは次のようにして測定する。まず管軸方向に10%の引張変形を与える。10%引張変形時の流動応力を $\sigma_1$ とする。次に 100℃にて 1 hrの熱処理を加え、再度引張試験を行ったときの下降伏応力を $\sigma_2$ としたとき、 $AI = \sigma_2 - \sigma_1$ で与えられる。

AIは固溶C，N量と正の相関があることはよく知られている。高温縮経加工によって製造された鋼管では、低温（200～450℃）での後熱処理を行わない限りは、AIが40MPa を越えてしまい、本発明とは異なる。本発明の鋼管は、100℃、1 hr人工時効後の引張試験における降伏点伸びが 1.5%以下であることが好ましい。

本発明の鋼管は表面粗度が小さい。すなわち、JIS B 0601で規定されるRaが 0.8以下である。上記の高温縮経加工によって製造された鋼管が 0.8超であるのとは対照的である。より好ましくは 0.6以下である。

本発明によって得られる鋼管は、少なくとも板厚中心における板面のX線反射面ランダム強度比が、{111}面、{100}面、および、{110}面について、それぞれ、2.0以上、1.0以下、および、0.2以上 である。X線測定は鋼管そのものでは測定することができないので、次のようにして行う。

まず、鋼管を適当に切断して、プレス等により板状とする。これ

を測定板厚まで機械研磨などによって減厚し、最終的には1平均結晶粒径以上を目安に30~100 $\mu$ m程度減厚させるよう化学研磨によって仕上げる。ランダム強度比とはランダムサンプルのX線強度を基準としたときの相対的な強度である。

板厚中心とは板厚の3/8~5/8の範囲を指し、測定はこの範囲の任意の面で行えばよい。 $\{111\}$ 面が多いほどr値が向上することは常識であり、これが高いに越したことはないが、本発明では、 $\{111\}$ 面のみならず、 $\{110\}$ 面のランダム強度比が通常より高いことに特徴がある。

$\{110\}$ は、一般に、深絞り性を劣化させる面方位なので嫌われるが、本発明の場合、 $\{110\}$ を適度に残存させることはrLとrCの向上には好ましい。本発明で得られる $\{110\}$ 面とは、 $\{110\} \langle 110 \rangle$ 、 $\{110\} \langle 331 \rangle$ 、 $\{110\} \langle 001 \rangle$ 、 $\{110\} \langle 113 \rangle$ などからなる。

$\{111\} \langle 112 \rangle$ または $\{554\} \langle 225 \rangle$ のいずれか、または、両方のX線ランダム強度比は1.5以上である。これらの方位はハイドロフォーム成形性を向上させる方位であり、かつ、先に述べた高温縮経では、一般には得難い方位だからである。

なお、 $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ とは、板面の法線方向の結晶方位が $\langle hkl \rangle$ であり、管軸方向の方位が $\langle uvw \rangle$ であることを表している。上記の $\{hkl\} \langle uvw \rangle$ であらわされる結晶方位の存在は、級数展開法によって計算された3次元集合組織の $\phi 2 = 45^\circ$ 断面上の $(110) [1 - 10]$ 、 $(110) [3 - 30]$ 、 $(110) [001]$ 、 $(110) [1 - 13]$ 、 $(111) [1 - 21]$ 、 $(554) [-2 - 25]$ の強度によって確認することができる。 $\phi 2 = 45^\circ$ 断面上の $(111) [1 - 10]$ 、 $(111) [1 - 21]$ 、および、 $(554) [-2 - 25]$ の強度は、それぞれ、3.0以上、2.0以上、および、2.0以上であることが望ましい。

鋼管を構成する結晶粒の平均結晶粒径は、15 $\mu$ m以上である。こ

れ以下の結晶粒径では良好な  $r$  値が得られない。また、これが  $60\mu\text{m}$  以上となると成形時に肌荒れ等の問題になる場合があるため、 $60\mu\text{m}$  未満であることが望ましい。

結晶粒径は、板面と垂直で圧延方向と平行な切断面（ $L$ 断面）の板厚  $3/8 \sim 5/8$  の範囲内について点算法などによって測定すればよい。なお、測定誤差を低減するためには結晶粒が 100個以上存在する面積について測定しなくてはならない。エッチングはナイトールが好ましい。結晶粒とはフェライト粒のことであり、平均結晶粒径とは上記のように測定した結晶粒径の全データの算術平均（単純平均）とする。

さらに、鋼管を構成する結晶粒のアスペクト比の平均は、1.0以上 3.0以下である。この範囲外であると良好な  $r$  値が得られない。アスペクト比とはJIS G 0552の方法によって測定される展伸度と同じである。すなわち、本発明の場合、板面と垂直で圧延方向と平行な切断面（ $L$ 断面）における板厚  $3/8 \sim 5/8$  の範囲内の圧延方向に垂直な一定長さの線分によって切断される結晶粒の数で圧延方向に平行な上記と同じ長さの線分によって切断される結晶粒の数を除したもので与えられる。アスペクト比の平均値とは上記のように測定したアスペクト比の全データの算術平均（単純平均）と定義する。

本発明の鋼管の組織は特に規定するものではないが、90%以上のフェライトと10%以下のセメンタイトおよびパーライトの1種または2種によって構成されることが良好な加工性を確保する観点から好ましい。より好ましくは、それぞれ95%以上、5%以下である。これらのFeとCを主成分とする炭化物のうち体積率で30%以上はフェライト結晶粒内に存在することも本発明の特徴である。

すなわち、フェライトの結晶粒界に存在する炭化物の全炭化物の

体積に対する割合は最高でも30%に満たない。炭化物が結晶粒界に多量に存在すると局部延性が劣化するためハイドロフォーム成形用に好ましくない。50%以上がフェライト結晶粒内に存在することがなお好ましい。

本発明の鋼管用の鋼板の引張試験で評価される降伏比（0.2%耐力／最高引張強度）は、通常は、0.65以下であるが、スキンプス率を高めたり、焼鈍温度を下げるとこれ以上になる場合がある。形状凍結性の観点からは0.65以下であることが好ましい。

$A1/N$ は3～25の範囲であることが好ましい。この範囲外では良好な $r$ 値を得ることが困難となる。好ましくは5～15の範囲である。

$B$ は $r$ 値を向上させたり、耐2次加工性脆性の改善に有効であるので必要に応じて添加する。0.0001質量%未満ではその効果はわずかで、0.01質量%超添加しても格段の効果は得られない。0.0002～0.0030質量%が好ましい範囲である。

$Zr$ と $Mg$ は脱酸元素として有効である。一方、過剰の添加は酸化物、硫化物や窒化物の多量の晶出や析出を招き清浄度が劣化して、延性を低下させてしまう上、メッキ性を損なう。したがって、必要に応じてこれらの1種または2種を合計で、0.0001～0.50質量%とする。

$Ti$ 、 $Nb$ 、 $V$ も必要に応じて添加する。これらは、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化したり加工性を向上することができるので、これらの1種または2種以上を合計で0.001質量%以上添加する。その合計が0.2質量%を越えた場合には、母相であるフェライト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出して、延性を低下させるので、添加範囲を0.001～0.2質量%とした。より好ましくは0.01～0.

0.06質量%である。

Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W, Moは強化元素であり、必要に応じて、これらの1種または2種以上を合計で、必要に応じて、0.001質量%以上添加する。過剰の添加は、コストアップや延性の低下を招くことから、2.5質量%以下とした。

Ca：介在物制御のほか脱酸に有効な元素で、適量の添加は熱間加工性を向上させるが、過剰の添加は逆に熱間脆化を助長させるため、必要に応じて、0.0001～0.01質量%の範囲で添加する。

また、不可避的不純物として、O, Zn, Pb, As, Sbなどを、それぞれ、0.02質量%以下の範囲で含んでいても、本発明の効果を失するものではない。

さらに、製造にあたっては、高炉、転炉、電炉等による溶製に続き、各種の2次製錬を行い、インゴット鑄造や連続鑄造を行い、連続鑄造の場合には室温付近まで冷却することなく熱間圧延するCC-DRなどの製造方法を組み合わせてもかまわない。鑄造インゴットや鑄造スラブを再加熱して熱間圧延を行ってもよいのは言うまでもない。熱間圧延の加熱温度は、特に限定するものではないが、AlNを固溶状態とするために、1100℃以上とすることが好ましい。

熱延の仕上げ温度は $(Ar_3 - 50)^\circ\text{C}$ 以上で行う。好ましくは $(Ar_3 + 30)^\circ\text{C}$ 以上、さらに好ましくは $(Ar_3 + 70)^\circ\text{C}$ 以上である。本発明においては熱延板の集合組織はできるだけランダムにし、かつ熱延板の結晶粒径をできるだけ成長させておくことが最終製品のr値向上に好ましいためである。

熱延後の冷却速度は特に指定するものではないが巻き取り温度までの平均冷却速度を $30^\circ\text{C}/\text{s}$ 未満とすることが好ましい。

巻き取り温度は $700^\circ\text{C}$ 以下とする。AlNの粗大化を抑制することで良好なr値を確保するためである。好ましくは $620^\circ\text{C}$ 以下である。

。熱間圧延の1パス以上について潤滑を施してもよい。また、粗圧延バーを互いに接合し、連続的に仕上げ熱延を行ってもよい。粗圧延バーは一度巻き取って再度巻き戻してから仕上げ熱延に供してもかまわない。巻取温度の下限は特に定めることなく本発明の効果をすることができるが、固溶Cを低減する観点から350℃以上とすることが好ましい。

熱間圧延後は酸洗することが望ましい。

熱延後の冷間圧延は本発明において重要である。すなわち、これを25～60%未満とする。従来の技術では冷延圧下率を60%以上とする強圧下冷延によってr値の向上を図るのが基本であるが、本発明の鋼板では、むしろ冷延率を低くすることが肝要であることを新たに見出したものである。冷延率が25%未満または60%超であるとr値が低くなるので、25～60%未満に限定する。30～55%がより好ましい範囲である。

焼鈍は箱焼鈍が基本であるが、下記の要件を満たせばこの限りではない。良好なr値を得るためには、加熱速度を4～200℃/hrとする必要がある。さらには10～40℃/hrが好ましい。最高到達温度もr値確保の観点から600～800℃とすることが望ましい。600℃未満では再結晶が完了せず加工性が劣化する。

一方、800℃超では $\alpha + \gamma$ 域の $\gamma$ 分率の高い側に入るため、加工性が劣化する場合がある。なお、最高到達温度での保持時間は特に指定するものではないが、(最高到達温度-20)℃以上での保持時間が2hr以上であることがr値向上の観点から好ましい。冷却速度は、固溶Cを十分に低減する観点から決定される。すなわち、5～100℃/hrの範囲とする。

焼鈍後のスキンプスは、形状強制や強度調整、さらには、常温非時効性を確保する観点から、必要に応じて行う。0.5～5.0%が好ま

しい圧下率である。

このようにして製造された鋼板を圧延方向が管軸方向となるように溶接する。圧延方向以外、例えば、圧延方向と直角方向が管軸となるようにしても、ハイドロフォーム用として特に劣るものにはならないが、生産性が劣化するためである。

鋼管の製造にあたっては、通常は電縫溶接を用いるが、TIG、MIG、レーザー溶接、UOや鍛接等の溶接・造管手法等を用いることもできる。これらの溶接鋼管製造において、溶接熱影響部に対しては、必要とする特性に応じて、局部的な固溶化熱処理を、単独あるいは複合して、場合によっては、複数回重ねて施してもよく、本発明の効果をさらに高める。この熱処理は溶接部と溶接熱影響部のみに付加することが目的であって、製造時にオンラインで、あるいは、オフラインで施行できる。なお、同様の熱処理を加工性を向上させる目的で鋼管全体に対して施しても構わない。

## 実施の形態 2

本発明の第2の鋼板または鋼管の鋼成分組成について説明する。

C：高強度化に有効で、また、C量を低減するためにはコストアップとなる。さらにC量が高めることで熱延組織をベイナイトやマルテンサイトを主相とする組織に作りこむことも容易となるので積極的に添加する。0.03質量%以上の添加とするが、良好なr値や溶接性を得るためには過度の添加は好ましいものではなく上限を0.25%とする。0.05～0.17%が望ましい範囲である。より好ましくは、0.08%～0.16%である。

Si：安価に機械的強度を高めることが可能であり、要求される強度レベルに応じて添加する。また、Siは熱延板中に存在する炭化物の量を低減したり、大きさを微細にすることを通じてr値を高める効果も有する。一方で、過剰の添加はメッキのぬれ性や加工性の劣

化を招くばかりか  $r$  値が劣化するので上限を 3.0質量%とする。下限を 0.001%としたのは、これ未満とするのが製鋼技術上困難なためである。 $r$  値を向上させる観点からは 0.4~2.3% が好ましい範囲である。

Mn：高強度化に有効であるばかりでなく、熱延組織をベイナイトやマルテンサイトを主相とする組織とするのに有効な元素である。一方で、過度の添加は  $r$  値を劣化させるので、3.0質量%を上限とする。0.01質量%未満にするには製鋼コストが上昇し、また、Sに起因する熱間圧延割れを誘発するので、これを下限とする。2.4質量%が良好な深絞り性を得るために好ましい上限である。なお、熱延組織を適切に制御するために  $Mn\% \times 11C\% > 1.5$  を満たすことが望ましい。

P：高強度化に有効な元素であるので 0.001以上添加する。0.06%超を添加すると溶接性や溶接部の疲労強度、さらには耐2次加工脆性が劣化するのでこれを上限とする。好ましくは0.04%未満である。

S：不純物であり、低いほど好ましく、熱間割れを防止するために0.05%以下とする。好ましくは 0.015%以下である。また、Mn量との関係において、 $Mn/S > 10$ であることが好ましい。

N：本発明において重要である。冷延後の徐加熱時にAlとのクラスターや析出物を形成することによって集合組織を発達せしめ、深絞り性が向上する。良好な  $r$  値を得るためには 0.001%以上の添加が必須である。多すぎると時効性を劣化させたり、多量のAl添加が必要となるため上限を0.03%とする。0.002~0.007% がより好ましい範囲である。

Al：本発明において重要である。冷延後の徐加熱時にNとのクラスターや析出物を形成することによって集合組織を発達せしめ、深

絞り性が向上する。また、脱酸元素としても有用であるので 0.005 質量%以上添加する。ただし、過度に添加するとコストアップとなり、表面欠陥を誘発し、 $r$  値も低下する。従って上限を 0.3 質量%とする。好ましくは 0.01~0.10 質量%とする。

本発明の鋼板の組織は以下のとおりである。すなわち、ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイトのうち 1 種または 2 種以上を合計で少なくとも 3 % 含有する。5 % 以上がさらに好ましい。残部はフェライトで構成されることが望ましい。ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイトは鋼の機械的強度を高めるのに有効だからである。また、よく知られているように、ベイナイトはバーリング加工性や穴広げ性を向上させ、オーステナイトは  $n$  値や伸びを向上させ、マルテンサイトは YR (降伏強度/引張強度) を低くする効果を有するので、製品板に対する要求特性に応じて適宜上記の各相の体積率を変化させればよい。ただし、その体積率が 3 % 未満では、あまり明確な効果が期待できない。例えば、バーリング特性を向上させるためには 90~100% のベイナイトと 0~10% のフェライトから成る組織が、また、伸び向上させるためには 3~30% の残留オーステナイトと 70~97% のフェライトから成る組織が好ましい。なお、ここでのベイナイトとは、上部ベイナイトや下部ベイナイトのほか、アシキュラーフェライトやベイニティックフェライトを含む。

また、良好な延性やバーリング特性のためにはマルテンサイトの含有率を 30% 以下とすることが好ましく、パーライトの含有率を 15% 以下とすることが好ましい。

これらの組織の体積分率は鋼板の板幅方向に垂直な断面において、板厚の  $1/4 \sim 3/4$  の任意の場所を光学顕微鏡により 200~500 倍で 5~20 視野観察し、点算法により求めた値と定義する。光学顕微鏡の代わりに EBSP 法を用いることも有用である。

本発明によって得られる鋼板の平均  $r$  値は 1.3 以上である。また、圧延方向の  $r$  値 ( $r_L$ ) が 1.1 以上、圧延方向に対して  $45^\circ$  方向の  $r$  値 ( $r_D$ ) が 0.9 以上、圧延方向に対して直角方向の  $r$  値 ( $r_C$ ) が 1.2 以上である。より好ましくは、平均  $r$  値が、1.4 以上、 $r_L$ ,  $r_D$ ,  $r_C$  がそれぞれ 1.2 以上、1.0 以上、1.3 以上である。平均  $r$  値は、 $(r_L + 2 \times r_D + r_C) / 4$  で与えられる。 $r$  値の測定は JIS 13 号 B または JIS 5 号 B 試験片を用いた引っ張り試験を行い、10% または 15% 引っ張り後の標点間距離の変化と板幅変化から  $r$  値の定義にしたがって算出すればよい。均一伸びが 10% に満たない場合には、3% 以上で均一伸び以下の引張変形を与えて評価すればよい。

本発明によって得られる鋼板は、少なくとも板厚中心における板面の X 線反射面ランダム強度比が、 $\{111\}$  面、 $\{100\}$  面についてそれぞれ 4.0 以上、3.0 以下である。より好ましくは、それぞれ 6.0 以上、1.5 以下である。ランダム強度比とはランダムサンプルの X 線強度を基準としたときの相対的な強度である。板厚中心とは板厚の  $3/8 \sim 5/8$  の範囲を指し、測定はこの範囲の任意の面で行えばよい。級数展開法によって計算された 3 次元集合組織の  $\phi 2 = 45^\circ$  断面上の  $(111) [1-10]$ 、 $(111) [1-21]$ 、 $(554) [-2-25]$  の強度はそれぞれ 3.0 以上、4.0 以上、4.0 以上であることが望ましい。なお、本発明においては  $\{110\}$  面の X 線ランダム強度比が 0.1 以上、上記  $\phi 2 = 45^\circ$  断面における  $(110) [1-10]$  及び  $(110) [001]$  の強度が 1.0 を超える場合があり、このときには  $r_L$  と  $r_C$  が向上する。

$A1/N$  は 3 ~ 25 の範囲であることが好ましい。この範囲外では良好な  $r$  値を得ることが困難となる。好ましくは 5 ~ 15 の範囲である。

B は  $r$  値を向上させたり、耐 2 次加工性脆性の改善に有効である

ので必要に応じて添加する。0.0001%未満ではその効果はわずかで、0.01%超添加しても格段の効果は得られない。0.0002~0.0030%が好ましい範囲である。

Mgは脱酸元素として有効である。一方、過剰の添加は酸化物、硫化物や窒化物の多量の晶出や析出を招き清浄度が低下して、延性やr値を低下させてしまう上、メッキ性を損なう。従って、質量%で0.0001~0.50%とする。

Ti, Nb, V, Zrも必要に応じて添加する。これらは、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化した加工性を向上することができるので、1種または2種以上を合計で0.001%以上添加する。その合計が0.2%を越えた場合には母相であるフェライト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出して、延性を低下させる。また、多量の添加は固溶Nを熱延板段階で枯渇させるため、冷延後の徐加熱中に固溶Alと固溶Nとが反応できなくなり、r値が劣化する。従って、その範囲を0.001~0.2質量%とする。より好ましくは0.001~0.08質量%ないし0.001~0.04質量%である。

Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W, Moは強化元素であり必要に応じてこれらの1種または2種以上を合計で必要に応じて質量%で0.001%以上添加する。過剰の添加は、コストアップや延性の低下を招くことから、2.5%以下とした。

Ca：介在物制御のほか脱酸に有効な元素で、適量の添加は熱間加工性を向上させるが、過剰の添加は逆に熱間脆化を助長させるため、必要に応じて質量%で0.0001~0.01%の範囲とする。

また、不可避的不純物として、O, Zn, Pb, As, Sbなどをそれぞれ0.02質量%以下の範囲で含んでも、本発明の効果を失するものではない。

さらに製造にあたっては、高炉、電炉等による溶製に続き各種の2次製錬を行いインゴット鑄造や連続鑄造を行い、連続鑄造の場合には室温付近まで冷却することなく熱間圧延するCC-DRなどの製造方法を組み合わせて製造してもかまわない。鑄造インゴットや鑄造スラブを再加熱して熱間圧延を行っても良いのは言うまでもない。熱間圧延の加熱温度は特に限定するものではないが、AlNを固溶状態とするために1100℃以上とすることが好ましい。熱延の仕上げ温度は( $Ar_3 - 50$ )℃以上で行う。好ましくは $Ar_3$ 点以上とする。 $Ar_3$ 変態点から( $Ar_3 - 100$ )℃の温度域では、熱延後の冷却速度は特に指定するものではないがAlNの析出を防止するため巻き取り温度までの平均冷却速度を10℃/s以上とすることが好ましい。巻き取り温度は室温以上700℃以下とする。AlNの粗大化を抑制することで良好なr値を確保するためである。好ましくは620℃以下、さらに好ましくは580℃以下である。熱間圧延の1パス以上について潤滑を施しても良い。また、粗圧延バーを互いに接合し、連続的に仕上げ熱延を行っても良い。粗圧延バーは一度巻き取って再度巻き戻してから仕上げ熱延に供してもかまわない。熱間圧延後は酸洗することが望ましい。

熱延後の冷間圧延の圧下率は25～95%とする。冷延の圧下率が25%未満または95%超であるとr値が低くなるのでこの範囲に限定する。好ましくは、40～80%である。

冷延後は、良好なr値を得るための焼鈍と組織を作りこむための熱処理を行う。前半の焼鈍と後半の熱処理は可能であれば連続ラインで行っても良いし、オフラインで分けて行っても構わない。上記の焼鈍後に10%以下の冷延を施しても構わない。まず、焼鈍は箱焼鈍が基本であるが、下記の要件を満たせばこの限りではない。良好なr値を得るためには、平均加熱速度を4～200℃/hrとする必要

がある。さらには $10\sim 40^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ が好ましい。最高到達温度も  $r$  値確保の観点から $600\sim 800^{\circ}\text{C}$ とすることが望ましい。 $600^{\circ}\text{C}$ 未満では再結晶が完了せず加工性が劣化する。一方、 $800^{\circ}\text{C}$ 超では $\alpha + \gamma$ 域の $\gamma$ 分率の高い側に入るため、深絞り性が劣化する場合がある。なお、最高到達温度での保持時間は特に指定するものではないが、(最高到達温度 $-20$ ) $^{\circ}\text{C}$ 以上での保持時間が $1\text{ hr}$ 以上であることが  $r$  値向上の観点から好ましい。冷却速度は特に限定しないが、箱焼鈍において炉内で冷却する場合には $5\sim 100^{\circ}\text{C}/\text{hr}$ の範囲となる。このときの冷却終点温度は $100^{\circ}\text{C}$ 以下とすることがコイル搬送のハンドリングの観点から好ましい。引き続きベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトの各相を得るための熱処理を行う。いずれの場合にも $Ac_1$  変態点以上での加熱、すなわち $\alpha + \gamma$  2相領域以上での加熱が必須となる。加熱が $Ac_1$  点未満ではこれらの相は得られない。好ましくは( $Ac_1 + 30$ ) $^{\circ}\text{C}$ が下限である。一方、 $1050^{\circ}\text{C}$ 以上としても格段の効果がないばかりか、ヒートパックル等の通板トラブルを誘発するのでこれを上限とする。 $950^{\circ}\text{C}$ がより好ましい上限である。

冷間圧延に供する熱延板の組織を制御することによってさらに良好な深絞り性を得ることができる。熱延板の組織は少なくとも板厚 $1/4\sim 3/4$ の範囲においては、ベイナイト相およびマルテンサイト相の1種または2種の体積率が合計で70%以上とすることが好ましい。上記体積率は80%以上が好ましく、90%以上であればさらに好ましい。また、板厚の全範囲にわたってこのような組織を有することが好ましいことは言うまでもない。熱延組織をベイナイトやマルテンサイトとすることが冷延焼鈍後の深絞り性を向上させる理由は必ずしも明らかではないが、既述のとおり、熱延板における炭化物を微細にすること、さらには結晶粒径を微細にする効果による

ものと推測される。なお、ここでのベイナイトとは、上部ベイナイトや下部ベイナイトのほか、アシキュラーフェライトやベイニティックフェライトを含む。炭化物を微細化する観点からは、上部ベイナイトよりも下部ベイナイトの方が好ましいことは言うまでもない。熱延板組織を上述のような組織に制御すれば加熱速度が4～200℃/hrの焼鈍を採用する必要はなく、急速加熱焼鈍でも高い $\gamma$ 値を得ることが可能である。

その際の焼鈍温度は再結晶温度以上1000℃以下とする。再結晶温度とは再結晶が開始する温度を示す。焼鈍温度が再結晶温度未満であると良好な集合組織が発達せず、鋼板1/2板厚における板面の{111}、{100}の各X線反射面ランダム強度比がそれぞれ3.0以上、3.0以下を確保することができず、 $r$ 値も劣悪となりやすい。また、連続焼鈍や連続溶融亜鉛めっき工程にて焼鈍する場合には焼鈍温度を1000℃以上とするとヒートバックル等を誘発し板破断などの原因となるのでこれを上限とする。焼鈍後にベイナイト、オーステナイト、マルテンサイト、パーライトなどの第2相を得たい場合には、焼鈍温度を $\alpha + \gamma$  2相領域または $\gamma$ 単相域にて加熱し、それぞれの相を得るのに適した冷却速度と過時効条件、溶融亜鉛めっきを施す場合にはめっき浴温度や引き続く合金化温度を選択する必要があることは言うまでもない。なお本発明では箱焼鈍を用いることも勿論可能である。この場合、良好な $r$ 値を得るためには、加熱速度を4～200℃/hrとすることが好ましい。さらには10～40℃/hrが好ましい。得られる平均 $r$ 値は1.3以上となる反面、ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイトを得ることが困難であることは既述したとおりである。

本発明においては、上記焼鈍を施した鋼板にめっきを施しても構わない。めっきとは、純亜鉛のほか、主成分が亜鉛である合金のめ

つき、さらにはAlやAl-Mgを主体とするめっきも含む。亜鉛めっきは連続溶融亜鉛めっきラインで焼鈍とめっきを連続で行うことが好ましい。溶融亜鉛めっき浴に浸漬の後、加熱して亜鉛めっきと地鉄との合金化を促す処理を行っても良い。また、溶融亜鉛めっきのほか、亜鉛を主体とする種々の電気めっきを行っても良いことは言うまでもない。

焼鈍後または亜鉛めっき後のスキンプスは形状強制や強度調整、さらには常温非時効性を確保する観点から必要に応じて行う。0.5～5.0% が好ましい圧下率である。なお、本発明で得られる鋼板の引張強度は 340MPa 以上である。

このようにして得られた鋼板を電縫溶接等の適当な接合方法で鋼管とすることにより、例えば、ハイドロフォーム成形性に優れた鋼管を得ることができる。

### 実施の形態 3

本発明の第 3 の鋼板の鋼成分組成について説明する。

C：高強度化に有効で、また、C量を低減するためにはコストアップとなるので、0.04質量%以上の添加とするが、良好なr値を得るためには過度の添加は好ましいものではなく上限を0.25%とする。0.08超～0.18%が望ましい範囲である。

Si：安価に機械的強度を高めることが可能であり、要求される強度レベルに応じて添加する。また、Siは熱延板中の炭化物の微細化や組織の均一化に有用で、結果として深絞り性を向上させる効果を有するので 0.2%以上の添加が好ましい。一方、過剰の添加はメッキのぬれ性、加工性さらには溶接性の劣化を招くので上限を 2.5質量%とする。下限を 0.001%としたのは、これ未満とするのが製鋼技術上困難なためである。2.0%以下がより好ましい上限である。

Mn：Mnは一般にr値を低下せしめる元素として知られている。そ

の低下代はC量が多い鋼ほど顕著になる。本発明においては、このようなMnによるr値の劣化を抑制し、良好なr値を得るという技術課題に立脚しているので、Mnの下限を0.8質量%とした。また、0.8質量%以上で強化効果が得られ易い。3.0質量%を上限としたのは、これを上回る添加は伸びやr値に悪影響を及ぼすためである。

P：高強度化に有効な元素であるので0.001以上添加する。0.06%超を添加すると溶接性や溶接部の疲労強度、さらには耐2次加工脆性が劣化するのでこれを上限とする。好ましくは0.04%未満である。

S：不純物であり、低いほど好ましく、熱間割れを防止するために0.03%以下とする。好ましくは0.015%以下である。また、Mn量との関係において、 $Mn/S > 10$ であることが好ましい。

N：良好なr値を得るためには0.001%以上の添加が必須である。多すぎると時効性を劣化させたり、多量のAl添加が必要となるため上限を0.015%とする。0.002~0.007%がより好ましい範囲である。

Al：本発明において重要である。冷延後の徐加熱時にNとのクラスターや析出物を形成することによって集合組織を発達せしめ、深絞り性が向上する。また、脱酸元素としても有用であるので0.008質量%以上添加する。ただし、過度に添加するとコストアップとなり、表面欠陥を誘発し、r値も低下する。したがって上限を0.3質量%とする。好ましくは0.01~0.10質量%とする。

本発明によって得られる鋼板の平均r値は1.2以上である。1.3以上であればより好ましい。

圧延方向のr値( $r_L$ )が1.1以上、圧延方向に対して45°方向のr値( $r_D$ )が0.9以上、圧延方向に対して直角方向のr値( $r_C$ )が1.2以上であることが好ましい。好ましくは、それぞれ、1.3以上

、 1.0以上、 1.3以上である。

平均  $r$  値は、 $(r_L + 2 \times r_D + r_C) / 4$  で与えられる。 $r$  値の測定はJIS 13号B試験片を用いた引っ張り試験を行い、10%または15%引っ張り後の標点間距離の変化と板幅変化から  $r$  値の定義にしたがって算出すればよい。

本発明の鋼板の組織はフェライトと析出物が主相でこれらによって99%以上の体積率が占められる。析出物とは主に炭化物（多くの場合、セメンタイト）であることが通常であるが、化学成分によっては窒化物、炭窒化物、硫化物なども析出する。本発明の鋼板の組織中のマルテンサイトやベイナイトなど鉄の低温変態生成相および残留オーステナイトの量は体積分率で1%以下である。

本発明によって得られる鋼板は、少なくとも板厚中心における板面のX線反射面ランダム強度比が、 $\{111\}$ 面、 $\{100\}$ 面についてそれぞれ 4.0以上、 2.5以下である。ランダム強度比とはランダムサンプルのX線強度を基準としたときの相対的な強度である。板厚中心とは板厚の  $3/8 \sim 5/8$  の範囲を指し、測定はこの範囲の任意の面で行えばよい。

鋼板を構成する結晶粒の平均結晶粒径は、 $15 \mu\text{m}$ 以上である。これ以下の結晶粒径では良好な  $r$  値が得られない。また、これが  $100 \mu\text{m}$ 以上となると成形時に肌荒れ等の問題になる場合があるため、 $100 \mu\text{m}$ 未満であることが望ましい。結晶粒径は板面と垂直で圧延方向と平行な切断面（L断面）の板厚  $3/8 \sim 5/8$  の範囲内について点算法などによって測定すればよい。なお、測定誤差を低減するためには結晶粒が 100個以上存在する領域について測定しなくてはならない。エッチングはナイタールが好ましい。

さらに鋼板を構成する結晶粒のアスペクト比の平均は、 1.0以上 5.0未満である。この範囲外であると良好な  $r$  値が得られない。ア

スペクト比とはJISG0552の方法によって測定される展伸度と同じである。すなわち、本発明の場合、板面と垂直で圧延方向と平行な切断面（L断面）における板厚 $3/8 \sim 5/8$ の範囲内の圧延方向に垂直な一定長さの線分によって切断される結晶粒の数で圧延方向に平行な上記と同じ長さの線分によって切断される結晶粒の数を除したもので与えられる。好ましくは、1.5以上 4.0未満である。

本発明の鋼板の引張試験で評価される降伏比（0.2%耐力/最高引張強度）は通常は0.70未満である。形状凍結性の確保やプレス成形時の面歪みの発生を抑制する観点からは0.65以下であることが好ましい。本発明では降伏比が低いので、 $n$ 値も良好である。特に低歪み域（10%以下）での $n$ 値が高い。降伏比の下限は特に定めないが、たとえばハイドロフォーム成形時の座屈を防止するためには0.40以上であることが好ましい。

$A1/N$ は3～25の範囲であることが好ましい。この範囲外では良好な $r$ 値を得ることが困難となる。好ましくは5～15の範囲である。

$B$ は $r$ 値を向上させたり、耐2次加工性脆性の改善に有効であるので必要に応じて添加する。0.0001%未満ではその効果はわずかで、0.01%超添加しても格段の効果は得られない。0.0002～0.0020%が好ましい範囲である。

$Zr$ と $Mg$ は脱酸元素として有効である。一方、過剰の添加は酸化物、硫化物や窒化物の多量の晶出や析出を招き清浄度が劣化して、延性を低下させてしまう上、メッキ性を損なう。したがって、必要に応じてこれらの1種または2種を合計で0.0001～0.50質量%とする。

$Ti$ 、 $Nb$ 、 $V$ も必要に応じて添加する。これらは、炭化物、窒化物もしくは炭窒化物を形成することによって鋼材を高強度化したり加

工性を向上することができるので、1種又は2種以上を合計で0.001%以上添加する。その合計が0.2%を越えた場合には母相であるフェライト粒内もしくは粒界に多量の炭化物、窒化物もしくは炭窒化物として析出して、延性を低下させる。また、焼鈍中のAlNの析出を妨げ、本発明の特徴である深絞り性が損なわれることから、添加範囲を0.001~0.2質量%とした。より好ましくは0.01~0.03%である。

Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W, Moは強化元素であり必要に応じてこれらの1種又は2種以上を合計で必要に応じて質量%で0.001%以上添加する。特にCuはr値を向上せしめる効果を有するので、0.3%以上添加することが好ましい。過剰の添加は、コストアップや延性の低下を招くことから、2.5%以下とした。

Ca：介在物制御のほか脱酸に有効な元素で、適量の添加は熱間加工性を向上させるが、過剰の添加は逆に熱間脆化を助長させるため、必要に応じて質量%で0.0001~0.01%の範囲とする。

また、不可避免的不純物として、O, Zn, Pb, As, Sbなどをそれぞれ0.02質量%以下の範囲で含んでも、本発明の効果を失するものではない。

次に本発明による鋼板の製造条件について説明する。

本発明鋼板の製造にあたっては、高炉、電炉等による溶製に続き各種の2次製錬を行いインゴット鑄造や連続鑄造を行い、連続鑄造の場合には室温付近まで冷却することなく熱間圧延するCC-DRなどの製造方法を組み合わせて製造してもかまわない。鑄造インゴットや鑄造スラブを再加熱して熱間圧延を行っても良いのは言うまでもない。熱間圧延の加熱温度は特に限定するものではないが、AlNを固溶状態とするために1100℃以上とすることが好ましい。熱延の仕上げ温度は $A_{r3}$ 、変態点以上で行う。熱延仕上げ温度が $A_{r3}$ 点を下回

ると、高温で変態した粗大なフェライト粒、さらにはそれが加工され再結晶や粒成長により粗大化したフェライトと比較的低温域で変態した微細フェライト粒とが混在し、不均一な組織となる。熱延仕上げ温度の上限は特に設けないが、熱延組織を均一にするためには  $(Ar_3 + 100)^\circ\text{C}$  以下とすることが好ましい。

熱延後の冷却速度は重要である。すなわち熱延仕上げ後、巻き取り温度までの平均冷却速度を  $30^\circ\text{C}/\text{s}$  以上とする。本発明においては、熱延板における炭化物をできるだけ微細に分散させ、かつ組織を均一にすることが冷延焼鈍後の  $r$  値の向上に対して極めて重要である。上記の熱延冷却条件はこの観点から決定される。冷却速度が  $80^\circ\text{C}/\text{s}$  未満となると、結晶粒径が不均一になるばかりでなく、パーライト変態が促進され、炭化物が粗大となる。上限は特に設けないが、あまり大きいと極度に硬質となる可能性があるので  $100^\circ\text{C}/\text{s}$  以下とすることが好ましい。

熱延板の組織として最も好ましいのは97%以上のベイナイトによって構成される組織であり、下部ベイナイト組織であればさらに好ましい。ベイナイト単相であれば最良であることは言うまでもない。マルテンサイト単相組織でも良いが、硬質すぎて冷延が困難となる。フェライト単相またはフェライト、ベイナイト、マルテンサイト、残留オーステナイトのうちの2種類以上からなる複合組織を有する熱延板は冷延素材として好ましくない。

巻き取り温度は  $550^\circ\text{C}$  以下とする。巻き取り温度が  $550^\circ\text{C}$  超となると  $\text{AlN}$  の析出や粗大化、また炭化物が粗大化するため、 $r$  値が劣化する。好ましくは  $500^\circ\text{C}$  未満である。熱間圧延の1パス以上について潤滑を施しても良い。また、粗圧延バーを互いに接合し、連続的に仕上げ熱延を行っても良い。粗圧延バーは一度巻き取って再度巻き戻してから仕上げ熱延に供してもかまわない。巻き取り温度の

下限は特に設けないが、熱延板中の固溶Cを低減して、良好なr値を得るためには、100℃以上とすることが好ましい。

熱間圧延後は酸洗することが望ましい。熱延後の冷間圧延の圧下率は高すぎても低すぎても良好な深絞り性を得るために好ましくないもので35～85%未満とする。50～75%がより好ましい範囲である。

焼鈍は箱焼鈍が基本であるが、下記の要件を満たせばこの限りではない。良好なr値を得るためには、加熱速度を4～200℃/hrとする必要がある。さらには10～40℃/hrが好ましい。最高到達温度もr値確保の観点から600～800℃とすることが望ましい。600℃未満では再結晶が完了せず加工性が劣化する。一方、800℃超では $\alpha + \gamma$ 域の $\gamma$ 分率の高い側に入るため、加工性が劣化する場合がある。なお、最高到達温度での保持時間は特に指定するものではないが、(最高到達温度-20)℃以上での保持時間が2hr以上であることがr値向上の観点から好ましい。冷却速度は固溶Cを十分に低減する観点から決定される。すなわち、5～100℃/hrの範囲とする。

焼鈍後のスキンプスは形状強制や強度調整、さらには常温非時効性を確保する観点から必要に応じて行うが、0.5～5.0%が好ましい圧下率である。

このようにして製造した鋼板表面に種々のメッキを施しても良い。熔融メッキ、電気メッキのいずれでも良く、その種類も亜鉛やアルミを主成分とするメッキであれば良い。

このようにして得られた鋼板を電縫溶接等の適当な接合方法で鋼管とすることにより、例えば、ハイドロフォーム成形性に優れた鋼管を得ることができる。

## 実施例

### (実施例1)

表 1 に示す成分の各鋼を溶製して1250℃に加熱後、表 1 に示す仕上げ温度で熱間圧延して巻き取った。さらに、表 2 に示す圧下率で冷延された後、加熱速度20℃／hr、最高到達温度を 700℃とする焼鈍を行い、5 時間保持後、15℃／hrで冷却した。さらに 1.0%のスキンプスを施した。

得られた鋼板の加工性をJIS 5号片を用いた引張試験により評価した。ここで、r 値は15%引っ張り変形後の板幅変化を測定することによって求めた。また、機械研磨によって板厚中心付近まで減厚し、化学研磨によって仕上げ、X線測定に供した。

表 2 より明らかなおおり、本発明例ではいずれも良好な r 値と伸びを有するのに対して、本発明外の例ではこれらの特性が劣っていた。

表 1

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Al/N	その他	熱延仕上温度, °C	巻取温度, °C
A	0.11	0.04	0.44	0.014	0.003	0.025	0.0019	13.2	-	870	600
B	0.13	0.01	0.33	0.015	0.006	0.029	0.0033	8.8	-	930	550
C	0.11	0.03	0.45	0.011	0.002	0.051	0.0044	11.6	-	850	580
D	0.12	0.01	0.09	0.009	0.005	0.044	0.0038	11.6	-	900	610
E	0.11	0.02	0.48	0.035	0.003	0.028	0.0033	8.5	-	860	540
F	0.12	0.23	0.26	0.036	0.003	0.030	0.0029	10.3	-	890	580
G	0.16	0.05	0.65	0.013	0.004	0.035	0.0027	13.0	-	830	520
H	0.16	0.38	0.79	0.054	0.004	0.062	0.0049	12.7	-	910	590
I	0.19	0.01	0.30	0.012	0.003	0.042	0.0040	10.5	-	880	600
J	0.11	0.05	0.35	0.016	0.003	0.024	0.0036	6.7	B=0.0004	850	570
K	0.13	0.11	0.12	0.010	0.005	0.039	0.0033	11.8	Ca=0.002, Sn=0.02, Cr=0.03, Cu=0.1	860	600
L	0.12	0.01	0.40	0.007	0.003	0.022	0.0020	11.0	Mg=0.01	870	620
M	0.11	0.05	0.35	0.016	0.003	0.041	0.0047	8.7	Ti=0.006, Nb=0.003	880	500

表 2

鋼種	冷延圧下率 %	r値				X線ランダム強度比				平均結晶粒径, $\mu\text{m}$				平均アスペクト比				その他引張特性				発明区分
		平均r値	rL	rD	rC	[111]	[100]	[110]	[111]	[100]	[110]	平均アスペクト比	TSMPa	YSMPa	降伏比	全伸び%	n値					
A	-1	20	1.12	1.21	1.05	1.18	1.6	1.0	0.24	41	1.4	349	152	0.44	49	0.25	発明外					
	-2	30	1.26	1.42	1.11	1.39	2.4	0.6	0.25	35	1.6	352	159	0.45	47	0.24	本発明					
	-3	40	1.53	1.91	1.25	1.72	3.8	0.3	0.27	32	1.6	356	160	0.45	47	0.24	本発明					
	-4	50	1.39	1.80	1.05	1.64	3.0	0.5	0.22	29	1.9	358	165	0.46	46	0.24	本発明					
	-5	70	1.16	1.34	1.06	1.19	2.3	1.1	0.15	13	2.6	365	181	0.50	45	0.23	発明外					
B	-1	40	1.61	2.15	1.20	1.88	3.4	0.2	0.36	34	1.3	367	182	0.50	45	0.23	本発明					
	-2	80	1.03	1.19	0.93	1.06	2.5	1.1	0.18	15	3.4	385	206	0.54	43	0.21	発明外					
C	-1	50	1.52	1.85	1.31	1.61	3.6	0.3	0.22	25	1.9	360	180	0.50	45	0.22	本発明					
	-2	70	1.17	1.43	1.07	1.09	2.4	0.9	0.11	12	2.9	373	197	0.53	44	0.21	発明外					
D	-1	15	1.18	1.34	1.09	1.19	1.8	1.1	0.19	46	1.3	341	140	0.41	50	0.25	発明外					
	-2	35	1.42	1.73	1.25	1.44	3.5	0.4	0.28	31	1.7	350	163	0.47	48	0.23	本発明					
	-3	45	1.74	2.28	1.30	2.06	4.0	0.1	0.25	28	1.7	347	149	0.43	49	0.24	本発明					
	-4	55	1.71	2.37	1.24	2.00	4.1	0.1	0.23	26	2.0	350	155	0.44	49	0.24	本発明					
	-5	75	1.06	1.40	0.88	1.09	1.9	1.2	0.08	14	3.0	356	175	0.49	46	0.22	発明外					
E	-1	35	1.42	1.76	1.15	1.60	2.7	0.6	0.33	23	1.5	389	205	0.53	43	0.21	本発明					
	-2	85	0.98	1.16	0.87	1.02	2.6	1.2	0.08	14	4.4	410	226	0.55	41	0.20	発明外					
F	-1	40	1.39	1.67	1.19	1.52	3.7	0.3	0.29	33	1.6	403	219	0.54	39	0.19	本発明					
	-2	75	0.93	1.03	0.85	0.99	2.2	1.0	0.14	18	2.5	422	240	0.57	38	0.18	発明外					
G	-1	45	1.31	1.58	1.09	1.46	3.0	0.3	0.46	35	2.0	423	224	0.53	42	0.20	本発明					
	-2	70	0.98	1.16	0.87	1.02	2.6	1.2	0.08	12	4.4	410	226	0.55	41	0.20	発明外					
H	-1	55	1.32	1.55	1.15	1.42	3.2	0.4	0.32	30	2.4	492	296	0.60	33	0.16	本発明					
	-2	80	0.91	1.04	0.80	0.99	2.6	1.2	0.08	11	5.2	514	318	0.62	31	0.15	発明外					
I	-1	50	1.33	1.60	1.12	1.49	2.7	0.4	0.33	31	2.2	434	237	0.55	40	0.19	本発明					
	-2	65	1.04	1.24	0.90	1.13	2.3	0.9	0.12	16	1.5	418	240	0.57	38	0.18	発明外					
J	-1	50	1.55	2.00	1.22	1.76	3.1	0.1	0.59	31	1.8	370	186	0.50	44	0.22	本発明					
	-2	80	1.04	1.21	0.95	1.06	4.6	1.2	0.05	13	3.8	388	210	0.54	43	0.21	発明外					
K	-1	40	1.55	1.92	1.26	1.76	3.8	0.2	0.62	40	1.6	376	190	0.51	43	0.21	本発明					
	-2	70	1.08	1.24	0.99	1.08	3.0	1.0	0.17	14	3.3	392	216	0.55	42	0.20	発明外					
L	-1	50	1.40	1.66	1.17	1.60	2.7	0.3	0.55	28	2.1	371	185	0.50	43	0.21	本発明					
	-2	10	0.96	1.01	0.93	0.96	1.6	1.2	0.40	23	1.2	349	152	0.44	46	0.23	発明外					
M	-1	35	1.37	1.60	1.22	1.43	2.5	0.4	0.29	40	1.9	395	201	0.51	42	0.20	本発明					
	-2	65	1.12	1.28	1.05	1.11	1.9	1.1	0.12	18	3.1	414	228	0.55	40	0.19	発明外					

(注) 下線は本発明の範囲外の条件。

本発明は、加工性に優れた高強度鋼板とその製造方法を提供するものであり、地球環境保全などに貢献するものである。

(実施例 2)

表 3 に示す成分の各鋼を溶製して1230℃に加熱後、表 3 に示す仕上げ温度で熱間圧延して巻き取った。酸洗後、表 4 に示す圧下率で冷延されたのち加熱速度20℃/hr、最高到達温度を 690℃とする焼鈍をおこない、12時間保持後、17℃/hrで冷却した。さらに 1.5%のスキンプスを施した。この板を電縫溶接によって造管した。

得られた鋼管の加工性の評価は以下の方法で行った。前もって鋼管に10mmφのスクライブドサークルを転写し、内圧と軸押し量を制御して、円周方向への張り出し成形を行った。バースト直前での最大拡張率を示す部位（拡張率＝成形後の最大周長／母管の周長）の軸方向の歪 $\varepsilon_{\Phi}$ と円周方向の歪 $\varepsilon_{\theta}$ を測定した。この2つの歪の比 $\rho = \varepsilon_{\Phi} / \varepsilon_{\theta}$ と最大拡張率をプロットし、 $\rho = -0.5$ となる拡張率 $Re$ をもってハイドロフォームの成形性指標とした。機械的性質の評価はJIS 12号弧状試験片を用いて行った。 $r$ 値は試験片形状に影響されるため、同試験片に歪みゲージを貼り付けて評価した。X線測定は、縮径後の鋼管から弧状試験片を切り出し、プレスして平板とした。これを機械研磨によって板厚中心付近まで減厚し、化学研磨によって仕上げ、X線測定に供した。

表 4 より明らかなおり、本発明例ではいずれも良好な $r$ 値と伸びを有するのに対して、本発明外の例ではこれらの特性が劣っていた。

表 3

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Al/N	その他	熱延仕上温度, °C	巻取温度, °C
A	0.11	0.04	0.44	0.014	0.003	0.025	0.0019	13.2	-	860	590
B	0.13	0.01	0.33	0.015	0.006	0.029	0.0033	8.8	-	940	560
C	0.11	0.03	0.45	0.011	0.002	0.051	0.0044	11.6	-	860	600
D	0.12	0.01	0.09	0.009	0.005	0.044	0.0038	11.6	-	910	600
E	0.11	0.02	0.48	0.035	0.003	0.028	0.0033	8.5	-	860	550
F	0.12	0.23	0.26	0.036	0.003	0.030	0.0029	10.3	-	900	570
G	0.16	0.05	0.65	0.013	0.004	0.035	0.0027	13.0	-	840	510
H	0.16	0.38	0.79	0.054	0.004	0.062	0.0049	12.7	-	900	580
I	0.19	0.01	0.30	0.012	0.003	0.042	0.0040	10.5	-	890	560
J	0.11	0.05	0.35	0.016	0.003	0.024	0.0036	6.7	B=0.0004	840	520
K	0.12	0.06	0.11	0.008	0.004	0.025	0.0026	9.6	Cu=1.4, Ni=0.7	860	590
L	0.12	0.01	0.40	0.007	0.003	0.022	0.0020	11.0	Mg=0.01	880	610
M	0.11	0.05	0.35	0.016	0.003	0.041	0.0047	8.7	Ti=0.006, Nb=0.003	870	500

表 4

鋼種	冷延圧下率 %	rL	X線ランダム強度比							その他引張特性				最大拡張率	発明区分
			平均結晶粒径, $\mu\text{m}$	AlMPa	Ra	[111]	[100]	[110]	平均アスペクト比	TS,MPa	YS,MPa	全伸び%	n値		
A	-1	1.19	15	14	0.5	1.2	1.3	0.24	1.3	366	275	54	0.19	発明外	
	-2	1.44	26	10	0.4	2.3	0.5	0.25	2.1	372	290	53	0.18	本発明	
	-3	1.87	24	9	0.4	4.0	0.3	0.24	2.2	381	286	53	0.19	本発明	
	-4	1.93	22	7	0.3	3.8	0.3	0.27	2.6	385	289	52	0.18	本発明	
	-5	1.29	14	5	0.2	1.9	1.1	0.16	3.1	392	304	50	0.17	発明外	
B	-1	2.03	36	1	0.2	3.2	0.2	0.33	1.8	400	301	52	0.17	本発明	
	-2	1.22	16	0	0.1	2.6	1.0	0.20	4.0	413	316	48	0.15	発明外	
C	-1	2.25	25	8	0.2	4.4	0.2	0.40	2.4	394	307	51	0.16	本発明	
	-2	1.40	12	7	0.2	2.4	0.9	0.10	3.6	405	299	49	0.15	発明外	
D	-1	1.11	13	12	0.4	1.5	1.9	0.65	1.2	367	364	56	0.20	発明外	
	-2	1.75	35	5	0.3	3.4	0.4	0.30	2.2	376	269	54	0.18	本発明	
	-3	2.51	33	4	0.3	4.3	0.1	0.36	2.3	377	286	55	0.18	本発明	
	-4	2.03	29	4	0.3	4.0	0.2	0.29	2.5	380	285	55	0.19	本発明	
	-5	1.44	14	2	0.2	2.0	1.3	0.10	3.6	385	300	51	0.15	発明外	
E	-1	1.80	22	16	0.5	2.7	0.5	0.34	1.7	417	316	49	0.16	本発明	
	-2	1.09	13	13	0.2	2.4	1.3	0.02	4.4	433	335	47	0.13	発明外	
F	-1	1.65	30	17	0.4	3.5	0.4	0.29	2.1	439	336	45	0.19	本発明	
	-2	0.99	17	15	0.1	1.9	1.1	0.10	2.8	448	336	44	0.17	発明外	
G	-1	1.64	30	12	0.3	3.2	0.3	0.44	2.3	451	344	47	0.18	本発明	
	-2	1.16	11	12	0.1	2.3	1.3	0.11	5.1	437	331	46	0.17	発明外	
H	-1	1.58	35	7	0.1	3.0	0.3	0.28	2.5	514	385	38	0.16	本発明	
	-2	1.02	13	5	0.1	2.5	1.3	0.09	5.5	530	399	36	0.13	発明外	
I	-1	1.65	33	8	0.6	3.0	0.5	0.32	2.6	460	345	45	0.17	本発明	
	-2	1.22	16	5	0.3	2.1	0.8	0.13	2.6	449	336	43	0.15	発明外	
J	-1	1.89	29	6	0.3	3.3	0.2	0.59	2.5	398	298	49	0.20	本発明	
	-2	1.15	14	3	0.1	3.8	1.6	0.02	4.6	411	317	48	0.18	発明外	
K	-1	2.37	19	0	0.2	5.7	0.1	0.89	2.6	556	446	39	0.15	本発明	
	-2	1.21	8	0	0.2	2.4	1.3	0.09	5.8	582	463	35	0.12	発明外	
L	-1	1.73	24	0	0.5	2.7	0.3	0.55	2.2	388	288	48	0.20	本発明	
	-2	1.06	20	0	0.9	1.7	1.8	0.33	1.3	375	274	50	0.18	発明外	
M	-1	1.49	40	7	0.5	2.4	0.5	0.33	1.8	422	315	46	0.18	本発明	
	-2	1.20	19	5	0.3	1.9	1.4	0.11	3.2	432	324	44	0.14	発明外	

(注) 下線は本発明の範囲外の条件。

本発明は、加工性に優れた鋼管とその製造方法を提供するものであり、ハイドロフォーム成形性に好適であり、地球環境保全などに貢献するものである。

(実施例 3)

表 5 に示す成分の各鋼を溶製して1250℃に加熱後、仕上げ温度を  $Ar_3$  変態温度以上 ( $Ar_3 + 50$ ) °C 以下とする熱間圧延を行い、表 6 に示す条件で冷却後、巻き取った。そのとき得られた熱延組織も表 6 中に示す。さらに表 6 に示す条件で冷延を行った。次いで焼鈍時間を 60 s、過時効時間を 180 s とする連続焼鈍を行った。焼鈍温度および過時効温度は表 6 に示すとおりである。さらに 0.8% のスキンプスを施した。

得られた鋼板の r 値を JIS 13号 B 試験片、その他の機械的性質を JIS 5号 B 試験片を用いた引張試験により評価した。また、X線測定に供する試料は、機械研磨によって板厚中心付近まで減厚し、化学研磨によって仕上げることににより作製した。

表 6 より明らかなおり、本発明例によれば良好な r 値を得ることができる。しかもフェライトの他に適量のオーステナイトやマルテンサイトが分散した複合組織鋼とすることができた。

表 5

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Mn+11C	その他
A	0.11	0.01	0.44	0.011	0.002	0.042	0.0021	1.65	—
B	0.16	0.03	0.62	0.015	0.005	0.018	0.0024	2.38	—
C	0.12	0.01	1.55	0.007	0.001	0.050	0.0018	2.87	—
D	0.08	0.02	1.29	0.004	0.003	0.037	0.0020	2.17	Nb=0.015
E	0.05	1.21	1.11	0.003	0.004	0.044	0.0027	1.66	—
F	0.05	0.01	1.77	0.006	0.003	0.047	0.0023	2.32	Mo=0.12
G	0.11	1.20	1.54	0.004	0.004	0.035	0.0022	2.75	—
H	0.09	0.02	2.05	0.003	0.001	0.050	0.0020	3.04	Ti=0.08
I	0.15	1.98	1.66	0.007	0.005	0.039	0.0020	3.31	—
J	0.14	2.01	1.71	0.003	0.002	0.046	0.0019	3.25	B=0.0021
K	0.13	1.03	2.25	0.003	0.002	0.045	0.0025	3.68	Ti=0.03
L	0.15	0.52	2.51	0.004	0.003	0.042	0.0018	4.16	Ti=0.04

表 6

鋼種	仕上げ後巻取りまでの平均冷却速度、 ℃/s	巻取温度、 ℃	熱延板組織* 板厚1/4～3/4 (B+M体積率の 合計、%)	冷延圧下率 %	焼鈍温度、 ℃	過時効温度、 ℃	連続焼鈍後の組織*	r値				X線ランダム強度比	その他引張特性				発明区分	
								平均r値	rL	rD	rC		{111}/{100}	Ts, MPa	YS, MPa	全伸び, %		n値
A	-1	350	F+B(87)	70	720	400	F	1.27	1.29	1.21	1.35	5.2	1.3	349	216	44	0.22	本発明
	-2	550	F+P(0)	70	720	400	F	0.96	1.04	0.89	1.01	2.9	2.8	352	220	43	0.21	発明外
B	-1	250	F+B(98)	55	800	350	F+2%B+7%P	1.25	1.17	1.23	1.35	6.3	1.4	415	268	38	0.19	本発明
	-2	600	F+P(0)	55	800	350	F+2%B+8%P	0.87	0.98	0.73	1.04	3.4	3.3	417	280	37	0.18	発明外
C	-1	150	F+B+M(92)	65	750	450	F	1.28	1.25	1.23	1.40	7.2	2.5	387	259	40	0.20	本発明
	-2	400	F+B+P(26)	65	750	450	F	0.77	0.80	0.66	0.97	2.7	3.4	388	268	38	0.19	発明外
D	-1	400	F+B(93)	70	880	380	F+87%B	1.23	1.15	1.25	1.26	5.9	2.0	472	303	28	0.16	本発明
	-2	550	F+P(24)	70	880	380	F+85%B	0.83	1.05	0.65	0.96	2.5	3.3	480	312	26	0.15	発明外
E	-1	300	F+B+M(96)	80	800	なし	F+10%M	1.29	1.21	1.29	1.38	8.0	2.7	620	362	29	0.18	本発明
	-2	300	F+P(0)	80	800	なし	F+11%M	0.75	0.69	0.77	0.75	2.0	3.8	625	355	28	0.17	発明外
F	-1	350	B(100)	60	780	250	F+18%M	1.29	1.24	1.26	1.41	7.9	1.6	626	324	29	0.19	本発明
	-2	200	F+B+M(45)	60	780	250	F+20%M	0.63	0.54	0.58	0.81	2.5	4.6	630	318	29	0.17	発明外
G	-1	400	F+B+P(85)	75	820	400	F+4%B+6%A	1.28	1.19	1.28	1.35	6.3	2.3	622	416	37	0.25	本発明
	-2	400	F+B+A(20)	75	820	400	F+3%B+4%A	0.86	0.88	0.80	0.95	3.6	3.1	629	444	35	0.23	発明外
H	-1	200	M(100)	50	790	200	F+21%M	1.20	1.09	1.20	1.29	5.0	2.6	838	546	24	0.16	本発明
	-2	600	F+P(0)	50	790	200	F+23%M	0.64	0.94	0.48	0.67	2.5	3.8	845	571	23	0.15	発明外
I	-1	350	F+B(98)	65	800	400	F+7%B+11%A	1.29	1.20	1.30	1.37	7.4	2.0	814	499	32	0.22	本発明
	-2	400	F+B+A(26)	65	800	400	F+7%B+11%A	0.86	1.00	0.70	1.05	2.2	3.4	820	505	32	0.22	発明外
J	-1	400	F+B(99)	70	810	400	F+7%B+10%A	1.24	1.33	1.09	1.46	7.5	1.9	834	546	31	0.23	本発明
	-2	400	F+P(0)	70	810	400	F+6%B+8%A	0.86	0.97	0.74	0.99	2.5	3.8	830	531	29	0.22	発明外
K	-1	150	M(100)	40	840	なし	F+98%M	1.21	1.08	1.19	1.36	4.6	2.6	1050	683	14	0.08	本発明
	-2	700	F+P(0)	40	840	なし	F+98%M	0.80	0.77	0.80	0.84	2.3	4.5	1035	702	13	0.08	発明外
L	-1	400	B(100)	55	850	250	100%M	1.22	1.10	1.22	1.33	5.2	2.0	1233	896	11	0.06	本発明
	-2	650	F+P(0)	55	850	250	100%M	0.67	0.70	0.61	0.77	1.9	3.5	1245	905	11	0.06	発明外

\* F:フェライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト、P:パーライト、A:オーステナイト

炭化物や析出物は省略

(注) 下線は本発明の範囲外の条件

本発明は、C量の比較的多い鋼において、高いコストをかけることなく良好な深絞り性を有する高強度鋼板とその製造方法を提供するものであり、地球環境保全などに貢献するものである。

(実施例 4)

表 7 に示す成分の各鋼を溶製して1250℃に加熱後、仕上げ温度を  $Ar_3$  変態点以上とする熱間圧延を行い、表 8 に示す条件で冷却し、巻き取った。さらに表 8 に示す圧下率で冷延した後、加熱速度20℃/hr、最高到達温度を 700℃とする焼鈍をおこない、5 時間保持後、15℃/hrで冷却した。これをさらに熱処理時間を60 s、過時効時間を 180 s とする熱処理に供した。熱処理温度および過時効温度は表 8 に示した通りである。前記の 700℃での焼鈍を行わず、熱処理のみを行ったものを比較にした。さらに 1.0%のスキンプスを施した。

得られた鋼板の r 値をJIS 13号 B 試験片で、その他の機械的性質をJIS 5号 B 試験片を用いた引張試験により評価した。また、機械研磨によって板厚中心付近まで減厚し、化学研磨によって仕上げ、X線測定に供した。

表 8 より明らかなおおり、本発明例ではいずれも良好な r 値を有する鋼板が得られた。また、冷延に供する熱延組織をベイナイトやマルテンサイトを主体とする組織にすることによって、さらに良好な r 値が得られた。

表 7

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Al/N	その他
A	0.11	0.01	0.44	0.011	0.002	0.042	0.0021	20	—
B	0.16	0.03	0.62	0.015	0.005	0.018	0.0024	8	—
C	0.12	0.01	1.55	0.007	0.001	0.050	0.0018	28	—
D	0.08	0.01	1.32	0.004	0.003	0.033	0.0045	7	Nb=0.013
E	0.05	1.21	1.11	0.003	0.004	0.044	0.0027	16	—
F	0.05	0.01	1.77	0.006	0.003	0.047	0.0023	20	Mo=0.12
G	0.11	1.20	1.54	0.004	0.004	0.035	0.0022	16	—
H	0.09	0.03	2.14	0.003	0.002	0.050	0.0038	13	B=0.0004
I	0.15	1.98	1.66	0.007	0.005	0.039	0.0020	20	—
J	0.14	1.18	2.30	0.003	0.001	0.040	0.0025	16	—
K	0.15	0.63	2.55	0.004	0.002	0.045	0.0022	20	—

表 8

鋼種	仕上げ 後巻取 りまでの 平均冷 却速度 ℃/s	巻取 温度, ℃	熱延板組織* (板厚の1/4~ 3/4) (B+M体積率の 合計, %)	冷延 圧下 率 %	焼鈍 の有 無	熱処 理温 度, ℃	過時 効温 度, ℃	連続焼鈍後 の組織 *	r値				X線ランダ ム強度比 {111}/{100}	その他引張特性				発明 区分
									平均 r値	rL	rD	rC		Ts, MPa	YS, MPa	全伸 び%	n値	
A	-1	350	F+B(87)	70	無	760	400	F+7%B	1.16	1.08	1.16	1.25	5.0	360	228	43	0.21	発明外
	-2	350	F+B(87)	70	有	760	400	F+8%B	1.62	1.48	1.64	1.70	8.7	353	210	45	0.23	本発明
	-3	550	F+P(0)	70	有	760	400	F+9%B	1.48	1.64	1.34	1.59	7.7	355	216	44	0.22	本発明
	-4	550	F+P(0)	70	無	760	400	F+8%B	0.90	0.98	0.85	0.90	2.4	359	230	41	0.20	発明外
B	-1	600	F+P(0)	55	有	800	350	F+6%B+7%P	1.40	1.56	1.28	1.46	7.0	420	297	36	0.17	本発明
	-2	600	F+P(0)	55	無	800	350	F+5%B+8%P	0.85	0.94	0.71	1.04	3.2	428	294	36	0.17	発明外
C	-1	150	F+B+M(92)	65	無	780	150	F+10%M	1.20	1.09	1.21	1.30	5.5	422	226	38	0.19	発明外
	-2	150	F+B+M(92)	65	有	780	150	F+9%M	1.40	1.41	1.29	1.59	6.8	417	232	38	0.20	本発明
D	-1	550	F+P(24)	70	有	880	380	F+8%B	1.44	1.44	1.40	1.53	7.1	485	319	25	0.15	本発明
	-2	550	F+P(24)	70	無	880	380	F+85%B	0.83	1.05	0.65	0.96	2.5	480	312	26	0.15	発明外
E	-1	300	F+B+M(96)	80	無	800	なし	F+10%M	1.29	1.21	1.27	1.39	7.7	618	362	29	0.18	発明外
	-2	300	F+B+M(96)	80	有	800	なし	F+10%M	1.71	1.55	1.72	1.86	9.0	620	349	30	0.19	本発明
	-3	300	F+P(0)	80	有	800	なし	F+10%M	1.41	1.39	1.33	1.57	6.9	619	343	29	0.18	本発明
	-4	300	F+P(0)	80	無	800	なし	F+11%M	0.77	0.73	0.77	0.81	2.2	624	344	29	0.17	発明外
F	-1	350	B(100)	60	無	780	250	F+18%M	1.24	1.30	1.10	1.44	7.9	626	324	29	0.19	発明外
	-2	350	B(100)	60	有	780	250	F+18%M	1.81	1.66	1.81	1.95	10.5	635	321	29	0.20	本発明
G	-1	400	F+B+A(20)	75	有	820	400	F+4%B+5%A	1.40	1.48	1.26	1.58	6.5	625	456	36	0.24	本発明
	-2	400	F+B+A(20)	75	無	820	400	F+3%B+4%A	0.86	0.88	0.80	0.95	3.6	629	444	35	0.23	発明外
H	-1	200	M(100)	50	無	790	200	F+19%M	1.21	1.11	1.22	1.29	5.2	824	545	25	0.17	発明外
	-2	200	M(100)	50	有	790	200	F+20%M	1.61	1.60	1.55	1.72	8.3	831	554	24	0.16	本発明
I	-1	350	F+B(98)	65	無	800	400	F+7%B+11%A	1.20	1.32	0.98	1.50	7.4	814	499	32	0.22	発明外
	-2	350	F+B(98)	65	有	800	400	F+7%B+11%A	1.77	1.70	1.75	1.88	10.6	822	500	33	0.22	本発明
	-3	400	F+B+A(26)	65	有	800	400	F+7%B+11%A	1.45	1.42	1.40	1.59	6.8	830	486	33	0.23	本発明
	-4	400	F+B+A(26)	65	無	800	400	F+7%B+11%A	0.86	1.00	0.70	1.05	2.2	820	505	32	0.22	発明外
J	-1	700	F+P(0)	40	有	840	なし	F+98%M	1.41	1.35	1.35	1.57	7.2	1001	687	14	0.08	本発明
	-2	700	F+P(0)	40	無	840	なし	F+96%M	0.84	0.84	0.82	0.87	2.6	996	678	14	0.09	発明外
K	-1	400	B(100)	55	無	850	250	100%M	1.14	1.01	1.14	1.28	4.7	1189	876	12	0.07	発明外
	-2	400	B(100)	55	有	850	250	100%M	1.72	1.72	1.56	2.05	11.2	1190	873	12	0.07	本発明

\* F:フェライト、B:ベイナイト、M:マルテンサイト、P:パーライト、A:オーステナイト

炭化物や析出物は省略

(注) 下線は本発明の範囲外の条件

本発明は、深絞り性に優れた高強度鋼板とその製造方法を提供するものであり、地球環境保全などに貢献するものである。

(実施例 5)

表 9 に示す成分の各鋼を溶製して1250℃に加熱後、仕上げ温度を  $Ar_3 \sim (Ar_3 + 50)^\circ C$  とする熱間圧延を行った後、表10に示す条件で巻き取った。得られた熱延板の組織も表10に示す。さらに表10に示す圧下率で冷延されたのち加熱速度20℃/hr、最高到達温度を 700℃とする焼鈍をおこない、5 時間保持後、15℃/hrで冷却した。さらに 1.0%のスキンプスを施した。

得られた鋼板の r 値をJIS 13号試験片を用いた引張試験により評価した。その他の引張特性についてはJIS 5号試験片を用いて評価した。ここで r 値は10~15%引張変形後の板幅変化を測定することによって求めた。また、機械研磨によって板厚中心付近まで減厚し、化学研磨によって仕上げ、X線測定に供した。

表10より明らかなとおり、本発明例では本発明外の例に比較して、良好な r 値が得られた。

表 9

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Al/N	その他
A	0.11	0.23	0.95	0.011	0.005	0.027	0.0024	11	-
B	0.12	0.01	1.55	0.007	0.001	0.050	0.0018	28	-
C	0.08	0.01	1.32	0.004	0.003	0.033	0.0045	7	Nb=0.013
D	0.05	1.21	1.11	0.003	0.004	0.044	0.0027	16	-
E	0.05	0.01	1.77	0.006	0.003	0.047	0.0023	20	Mo=0.12
F	0.11	1.20	1.54	0.004	0.004	0.035	0.0022	16	-
G	0.09	0.03	2.14	0.003	0.002	0.050	0.0038	13	B=0.0004
H	0.15	1.98	1.66	0.007	0.005	0.039	0.0020	20	-
I	0.14	1.18	2.30	0.003	0.001	0.040	0.0025	16	-

表 10

鋼種	仕上げ後巻取りまでの平均冷却速度 °C/s	巻取温度、 °C	熱延板組織* (板厚の1/4~3/4)	冷延下圧率 %	スキンス後のフェライトと析出物以外の組織とその体積分率 %	r値				X線ランダム強度比		その他引張特性				発明区分
						平均r値	rL	rD	rC	{111}	{100}	TS, MPa	YS, MPa	YR	全伸び %	
A	-1 -2	700 400	F+P B	70 70	0 0	1.15 1.46	1.15 1.31	1.08 1.52	1.29 1.48	2.3 6.0	3.1 0.9	401 404	235 233	0.59 0.58	42 41	発明外 本発明
B	-1 -2	350 350	F+P B	50 50	0 0	0.99 1.53	1.09 2.05	0.94 1.12	1.00 1.84	2.8 5.8	3.6 0.8	422 425	226 252	0.54 0.59	38 38	発明外 本発明
C	-1 -2	650 400	F+P B	70 70	0 0	0.81 1.46	0.64 1.85	0.89 1.10	0.80 1.77	7.1 6.5	1.4 1.6	442 438	249 240	0.56 0.55	44 44	発明外 本発明
D	-1 -2	600 400	F+P B	80 80	0 0	1.11 1.62	0.99 1.49	1.11 1.66	1.22 1.67	3.6 7.5	4.4 0.3	529 534	307 310	0.58 0.58	35 36	発明外 本発明
E	-1 -2	350 350	B B	15 65	0 0	0.87 1.57	0.60 1.54	1.08 1.56	0.73 1.61	2.6 8.0	3.7 0.3	517 516	295 290	0.57 0.56	35 35	発明外 本発明
F	-1 -2	450 350	F+B+A B	50 50	0 0	1.14 1.43	1.24 1.63	1.09 1.32	1.13 1.46	3.7 6.2	3.0 1.4	519 527	301 288	0.58 0.55	34 36	発明外 本発明
G	-1 -2	600 150	F+P M	40 40	0 0	1.08 1.49	1.15 1.37	0.97 1.55	1.22 1.49	2.8 6.6	3.0 1.3	461 465	255 240	0.55 0.52	38 39	発明外 本発明
H	-1 -4	350 400	B F+B+A	60 60	0 0	1.54 1.13	1.40 1.22	1.58 1.10	1.61 1.11	7.6 2.6	1.6 2.5	621 615	354 339	0.57 0.55	31 32	本発明 発明外
I	-1 -2	700 400	F+P B	70 70	0 0	1.03 1.62	0.90 1.42	1.03 1.64	1.16 1.78	4.0 8.8	2.6 0.1	513 521	280 294	0.55 0.56	35 36	発明外 本発明

\* F: フェライト、B: ペイナイト、M: マルテンサイト、P: パーライト、A: オーステナイト  
炭化物や析出物は省略

下線は本発明の範囲外の条件。

本発明により、良好な  $r$  値を有する深絞り性に優れた高強度鋼板を得ることが可能となる。

## 請 求 の 範 囲

1. 質量%で、

C : 0.08~0.25%

Si : 0.001~1.5%

Mn : 0.01~2.0%

P : 0.001~0.06%

S : 0.05%以下

N : 0.001~0.007%

Al : 0.008~0.2%

を満たす範囲で含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、平均  $r$  値が 1.2以上、圧延方向の  $r$  値 ( $r_L$ ) が 1.3以上、圧延方向に対して45°方向の  $r$  値 ( $r_D$ ) が 0.9以上、圧延方向と直角方向の  $r$  値 ( $r_C$ ) が 1.2以上であることを特徴とする加工性に優れた鋼板。

2. 鋼板 1 / 2 板厚における板面の {111} , {100}、および、{110} の各 X 線反射面ランダム強度比が、それぞれ、2.0以上、1.0以下、および、0.2以上であることを特徴とする請求項 1 に記載の加工性に優れた鋼板。

3. 鋼板を構成する結晶粒の平均結晶粒径が15  $\mu$  m以上であることを特徴とする請求項 1 または 2 に記載の加工性に優れた鋼板。

4. 鋼板を構成する結晶粒のアスペクト比の平均値が 1.0以上 3.0未満であることを特徴とする請求項 1 ~ 3 のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

5. 降伏比 (= 0.2%耐力 / 引張最高強度) が0.65以下であることを特徴とする請求項 1 ~ 4 のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

6. Al/N が 3 ~ 25であることを特徴とする請求項 1 ~ 5 のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

7. B を 0.0001 ~ 0.01 質量% 含むことを特徴とする請求項 1 ~ 6 のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

8. Zr および Mg の 1 種または 2 種を合計で 0.0001 ~ 0.5 質量% 含むことを特徴とする請求項 1 ~ 7 のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

9. Ti, Nb, V の 1 種または 2 種以上を合計で 0.001 ~ 0.2 質量% 以下含むことを特徴とする請求項 1 ~ 8 のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

10. Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W および Mo の 1 種または 2 種以上を合計で 0.001 ~ 2.5 質量% 含むことを特徴とする請求項 1 ~ 9 のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼板。

11. Ca を 0.0001 ~ 0.01 質量% 以下含むことを特徴とする請求項 1 ~ 10 のいずれか 1 項に記載の加工性の優れた鋼板。

12. 請求項 1 ~ 11 の何れか 1 項に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項 1 または請求項 6 ~ 11 のいずれか 1 項に記載の化学成分を有する鋼を (Ar<sub>3</sub> 変態点 - 50℃) 以上で熱間圧延を完了し、70℃ 以下の温度で巻き取り、圧下率 25% 以上 60% 未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度 4 ~ 200℃/時間 で加熱し、最高到達温度を 600 ~ 800℃ とする焼鈍を行い、5 ~ 100℃/hr の速度で冷却することを特徴とする成形性に優れた鋼板の製造方法。

13. 引張試験で評価される時効指数 (AI) が 40MPa 以下であり、かつ、表面粗度が 0.8 以下であることを特徴とする請求項 1 から請求項 12 のいずれか 1 項に記載の加工性に優れた鋼管。

14. 質量% で、

C : 0.03 ~ 0.25%、

Si : 0.001～3.0%、

Mn : 0.01～3.0%、

P : 0.001～0.06%、

S : 0.05%以下、

N : 0.0005～0.030%、

Al : 0.005～0.3%、

を含有し、残部が鉄及び不可避免の不純物からなり、平均 r 値が 1.2 以上であり、フェライトと析出物からなる組織で構成されることを特徴とする深絞り性に優れた鋼板。

15. 質量%で、

C : 0.03～0.25%、

Si : 0.001～3.0%、

Mn : 0.01～3.0%、

P : 0.001～0.06%、

S : 0.05%以下、

N : 0.0005～0.030%、

Al : 0.005～0.3%、

を満たす範囲で含有し、残部が鉄及び不可避免の不純物からなり、平均 r 値が 1.3以上、鋼板の組織中にベイナイト、マルテンサイト、オーステナイトのうち1種または2種以上を合計で3～100% 含有することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板。

16. 圧延方向の r 値 (rL) が 1.1以上、圧延方向に対して45° 方向の r 値 (rD) が 0.9以上、圧延方向と直角方向の r 値 (rC) が 1.2以上であることを特徴とする請求項14または15に記載の深絞り性に優れた鋼板。

17. MnおよびCを $Mn + 11 \times C > 1.5$  を満たす範囲で含有することを特徴とする請求項14～16のいずれか1項に記載の深絞り性に優

れた高強度冷延鋼板。

18. 鋼板 1 / 2 板厚における板面の {111} , {100} の各 X 線反射面強度比がそれぞれ 3.0 以上、 3.0 以下であることを特徴とする請求項 14~17 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

19. 鋼板を構成するフェライト粒の平均結晶粒径が  $15\mu\text{m}$  以上であることを特徴とする請求項 14~18 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

20. 鋼板を構成するフェライト粒のアスペクト比の平均値が 1.0 以上 5.0 未満であることを特徴とする請求項 14~19 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

21. 0.2% 耐力 / 引張最高強度で表される降伏比が 0.7 未満であることを特徴とする請求項 14~20 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

22.  $A1/N$  が 3 ~ 25 であることを特徴とする請求項 14~20 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

23. B を 0.0001 ~ 0.01 質量% 含むことを特徴とする請求項 14~22 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

24. Zr および Mg の 1 種または 2 種を合計で 0.0001 ~ 0.5 質量% 含むことを特徴とする請求項 14~23 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

25. Ti, Nb, V の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.001 ~ 0.2 質量% 含むことを特徴とする請求項 14~24 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

26. Sn, Cr, Cu, Ni, Co, W および Mo の 1 種又は 2 種以上を合計で 0.001 ~ 2.5 質量% 含むことを特徴とする請求項 14~25 のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

27. Ca を 0.0001 ~ 0.01 質量% 含むことを特徴とする請求項 14~26

のいずれか 1 項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

28. 請求項14～18, 22～27の何れか 1 項に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項14, 15, 17, 23～27のいずれか 1 項に記載の化学成分を有し、かつ少なくとも板厚の  $1/4 \sim 3/4$  においてはベイナイト相およびマルテンサイト相のうち 1 種または 2 種の体積率が 70～100 % である組織を有する熱延鋼板に圧下率 25～95% の冷間圧延を施し、再結晶温度以上 1000℃ 以下で焼鈍することを特徴とする深絞り性に優れた高強度冷延鋼板の製造方法。

29. 請求項14～27の何れか 1 項に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項14, 15, 22～27のいずれか 1 項に記載の化学成分を有する鋼を ( $Ar_3$  変態点  $-50^{\circ}C$ )  $^{\circ}C$  以上で熱間圧延を完了し、室温～700℃ で巻き取り、圧下率 30% 以上 95% 未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度  $4 \sim 200^{\circ}C/時間$  で加熱し、最高到達温度を 600～800℃ とする焼鈍を行い、さらに  $Ac_1$  変態点以上 1050℃ 以下の温度まで加熱することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

30. 請求項14～27の何れか 1 項に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項14, 15, 17, 22～27のいずれか 1 項に記載の化学成分を有し、かつ少なくとも板厚の  $1/4 \sim 3/4$  においてはベイナイト相およびマルテンサイト相のうち 1 種または 2 種の体積率が 70～100% である組織を有する熱延鋼板に圧下率 30% 以上 95% 未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度  $4 \sim 200^{\circ}C/時間$  で加熱し、最高到達温度を 600～800℃ とする焼鈍を行い、さらに  $Ac_1$  変態点以上 1050℃ 以下の温度まで加熱することを特徴とする深絞り性に優れた高強度鋼板の製造方法。

31. 請求項14, 16～27の何れか 1 項に記載の鋼板を製造する方法であって、請求項14, 17, 22～27のいずれか 1 項に記載の化学成分を有する鋼を  $Ar_3$  変態点以上で熱間圧延を完了し、熱延仕上げ温度

から 550℃までを平均冷却速度で30℃／s以上で冷却し、550℃以下の温度で巻き取り、圧下率35%以上85%未満の冷間圧延を施し、平均加熱速度4～200℃／hrで加熱し、最高到達温度を600～800℃とする焼鈍を行い、5～100℃／hrの速度で冷却することを特徴とする深絞り性に優れた鋼板の製造方法。

32. 表面にメッキ層を有することを特徴とする請求項14～27の何れか1項に記載の深絞り性に優れた鋼板。

33. 請求項32記載の鋼板を製造する方法であって、焼鈍、冷却後の鋼板の表面に熔融メッキまたは電気メッキを施すことを特徴とする請求項28～31のいずれか記載の深絞り性に優れたメッキ鋼板の製造方法。

# INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.  
PCT/JP02/06518

## A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

Int.Cl<sup>7</sup> C22C38/00, 38/06, 38, 58, C21D9/48

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

## B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

Int.Cl<sup>7</sup> C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10, 9/46-9/48

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

## C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
E, X	JP 2002-206137 A (Nippon Steel Corp.), 26 July, 2002 (26.07.02), (Family: none)	1-13
Y	JP 55-110734 A (Kobe Steel, Ltd.), 26 August, 1980 (26.08.80), (Family: none)	1-13
Y	JP 56-35727 A (Kobe Steel, Ltd.), 08 April, 1981 (08.04.81), (Family: none)	1-13
A	JP 4-337049 A (Kawasaki Steel Corp.), 25 November, 1992 (25.11.92), (Family: none)	1-33

☒ Further documents are listed in the continuation of Box C. ☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone
"E" earlier document but published on or after the international filing date	"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art
"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)	"&" document member of the same patent family
"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means	
"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed	

Date of the actual completion of the international search  
21 August, 2002 (21.08.02)

Date of mailing of the international search report  
03 September, 2002 (03.09.02)

Name and mailing address of the ISA/  
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

Form PCT/ISA/210 (second sheet) (July 1998)

## INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP02/06518

## C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 63-7335 A (Nippon Steel Corp.), 13 January, 1988 (13.01.88), (Family: none)	1-33
P,A	JP 2002-115025 A (Nippon Steel Corp.), 19 April, 2002 (19.04.02), (Family: none)	1-33
A	JP 9-279302 A (Nippon Steel Corp.), 28 October, 1997 (28.10.97), (Family: none)	1-33
A	JP 6-116650 A (Nippon Steel Corp.), 26 April, 1994 (26.04.94), (Family: none)	1-33
A	JP 3-236444 A (Nippon Steel Corp.), 22 October, 1991 (22.10.91), (Family: none)	1-33

Form PCT/ISA/210 (continuation of second sheet) (July 1998)

## A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl<sup>7</sup> C22C38/00, 38/06, 38, 58, C21D9/48

## B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (IPC))

Int. Cl<sup>7</sup> C22C38/00-38/60, C21D8/00-8/10, 9/46-9/48

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

## C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
E, X	JP 2002-206137 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 07. 26 (ファミリーなし)	1-13
Y	JP 55-110734 A (株式会社神戸製鋼所) 1980. 08. 26 (ファミリーなし)	1-13
Y	JP 56-35727 A (株式会社神戸製鋼所) 1981. 04. 08 (ファミリーなし)	1-13

☒ C欄の続きにも文献が列挙されている。☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

## \* 引用文献のカテゴリー

- 「A」 特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの  
「E」 国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの  
「L」 優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)  
「O」 口頭による開示、使用、展示等に言及する文献  
「P」 国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

- 「T」 国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの  
「X」 特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの  
「Y」 特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの  
「&」 同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

21. 08. 02

国際調査報告の発送日

03.09.02

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (ISA/JP)

郵便番号 100-8915

東京都千代田区霞が関三丁目4番3号

特許庁審査官 (権限のある職員)  
諸岡 健一

4K

9352

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号
A	J P 4-337049 A (川崎製鉄株式会社) 1992. 11. 25 (ファミリーなし)	1-33
A	J P 63-7335 A (新日本製鐵株式会社) 1988. 01. 13 (ファミリーなし)	1-33
P, A	J P 2002-115025 A (新日本製鐵株式会社) 2002. 04. 19 (ファミリーなし)	1-33
A	J P 9-279302 A (新日本製鐵株式会社) 1997. 10. 28 (ファミリーなし)	1-33
A	J P 6-116650 A (新日本製鐵株式会社) 1994. 04. 26 (ファミリーなし)	1-33
A	J P 3-236444 A (新日本製鐵株式会社) 1991. 10. 22 (ファミリーなし)	1-33

**This Page is Inserted by IFW Indexing and Scanning  
Operations and is not part of the Official Record**

**BEST AVAILABLE IMAGES**

Defective images within this document are accurate representations of the original documents submitted by the applicant.

Defects in the images include but are not limited to the items checked:

- ☐ **BLACK BORDERS**
- ☐ **IMAGE CUT OFF AT TOP, BOTTOM OR SIDES**
- ☐ **FADED TEXT OR DRAWING**
- ☐ **BLURRED OR ILLEGIBLE TEXT OR DRAWING**
- ☐ **SKEWED/SLANTED IMAGES**
- ☐ **COLOR OR BLACK AND WHITE PHOTOGRAPHS**
- ☐ **GRAY SCALE DOCUMENTS**
- ☐ **LINES OR MARKS ON ORIGINAL DOCUMENT**
- ☐ **REFERENCE(S) OR EXHIBIT(S) SUBMITTED ARE POOR QUALITY**
- ☐ **OTHER:** \_\_\_\_\_

**IMAGES ARE BEST AVAILABLE COPY.**

**As rescanning these documents will not correct the image problems checked, please do not report these problems to the IFW Image Problem Mailbox.**